

Série A. 135
N° d'ordre: 157

THÈSES

PRÉSENTÉES

A LA FACULTÉ DES SCIENCES DE L'UNIVERSITÉ DE PARIS

POUR OBTENIR

LE TITRE DE DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ DE PARIS

PAR M. JEAN VALENTIN

LICENCIÉ ES SCIENCES

1^{re} Thèse :

CONTRIBUTION A L'ÉTUDE DES ALLIAGES TERNAIRES

2^e Thèse :

PROPOSITIONS DONNÉES PAR LA FACULTÉ

Soutenues le 6 MAR 1926 devant la Commission d'examen

M. COTTON, *Président.*

M. GUICHARD }
M. MAUGUIN } *Examineurs.*



Éditions de la REVUE DE MÉTALLURGIE
5, CITÉ PIGALLE, PARIS (IX^e)

1926

Série A. 135
N° d'ordre: 157

THÈSES

PRÉSENTÉES

A LA FACULTÉ DES SCIENCES DE L'UNIVERSITÉ DE PARIS

POUR OBTENIR

LE TITRE DE DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ DE PARIS

PAR M. JEAN VALENTIN

LICENCIÉ ES SCIENCES

1^{re} Thèse :

CONTRIBUTION A L'ÉTUDE DES ALLIAGES TERNAIRES

2^e Thèse :

PROPOSITIONS DONNÉES PAR LA FACULTÉ

Soutenues le 6 MAR 1926 devant la Commission d'examen

M. COTTON, *Président.*

M. GUICHARD }
M. MAUGUIN } *Examineurs.*



Editions de la *REVUE DE METALLURGIE*
5, CITÉ PIGALLE, PARIS (IX^e)

1926

FACULTÉ DES SCIENCES DE L'UNIVERSITÉ DE PARIS

MM.

Doyen.....
Doyen honoraire.....
Professeurs honoraires.....

M. MOLLIARD,
P. APPELL,
P. PUISEUX,
V. BOUSSINESQ.
A. JOANNIS,
H. LE CHATELIER,
H. LEBESGUE,
A. FERNBACH.

Professeurs.....

Emile PICARD.....
G. KÖNIGS.....
E. GOURSAT.....
P. JANET.....
F. WALLERANT.....
H. ANDOYER.....
P. PAINLEVÉ.....
E. HAUG.....
Gabriel BERTRAND.....
Mme P. CURIE.....
M. CAULLERY.....
G. CHABRIÉ.....
G. URBAIN.....
E. BOREL.....
L. MARCHIS.....
Jean PERRIN.....
H. ABRAHAM.....
E. CARTAN.....
L. LAPICQUE.....
E. VESSIOT.....
A. COTTON.....
J. DRACH.....
Charles FABRY.....
Charles PÉREZ.....
A. LEDUC.....
Léon BERTRAND.....
R. LESPIEAU.....
E. RABAUD.....
P. PORTIER.....
E. BLAISE.....
P.-A. DANGEARD.....
C. MAURAIN.....
P. MONTEL.....
P. WINTREBERT.....
O. DUBOSCQ.....
M. TIFENEAU.....
G. JULIA.....
A. JOB.....
N.....

Professeur. Physiologie végétale.



Analyse supérieure et algèbre supérieure.
Mécanique physique et expérimentale.
Calcul différentiel et calcul intégral.
Electrotechnique générale.
Minéralogie.
Astronomie.
Mécanique analytique et mécanique céleste.
Géologie.
Chimie biologique.
Physique générale et radioactivité.
Zoologie (Evolution des êtres organisés).
Chimie appliquée.
Chimie minérale.
Calcul des probabilités et Physique mathématique
Aviation.
Chimie physique.
Physique.
Géométrie supérieure.
Physiologie générale.
Théorie des groupes et calcul des variations.
Physique générale.
Application de l'analyse à la géométrie.
Physique.
Zoologie.
Physique théorique et physique céleste.
Géologie appliquée et géologie régionale.
Théories chimiques.
Biologie expérimentale.
Physiologie comparée.
Chimie organique.
Botanique.
Physique du globe.
Mécanique rationnelle.
Anatomie et histologie comparées.
Biologie maritime.
Chimie (Enseignement P. C. N.).
Mathématiques générales.
Chimie générale.
Géographie physique.

E. HÉROUARD..... Zoologie.
Rémy PERRIER..... Zoologie (Enseignement P. C. N.).
G. SAGNAC..... Physique théorique et physique céleste.
E. PÉCHARD..... Chimie (Enseignement P. C. N.).
V. AUGER..... Chimie analytique.
M. GUICHARD..... Chimie minérale.
A. GUILLET..... Physique.
G. MAUGUIN..... Minéralogie.
L. BLARINGHEM..... Botanique.
A. MICHEL-LÉVY..... Pétrographie.
A. DEREIMS..... Géologie.
R. DONGIER..... Physique du globe.

Secrétaire.....

Daniel TOMBECK.

A MES PARENTS,

A MA FEMME.



Digitized by the Internet Archive
in 2026

https://archive.org/details/IA41553825_0023

Contribution à l'étude des alliages ternaires

PAR

M. JEAN VALENTIN

○ ○ ○

INTRODUCTION.

La partie principale de ce travail a pour objet l'étude du système ternaire aluminium-magnésium-cadmium. On a déjà, depuis le mémoire classique de G. Charpy, sur les alliages plomb-étain-bismuth, étudié un assez grand nombre de ces systèmes, mais, le plus souvent, les auteurs se bornent à déterminer la petite région de la surface de solidification qui, *a priori*, leur paraît présenter de l'intérêt au point de vue pratique. Le cas où les métaux forment entre eux des solutions solides est un de ceux qui attirent, à juste titre, l'attention des chercheurs désirant trouver des alliages à propriétés mécaniques intéressantes. Or, de tous les métaux usuels, seuls l'aluminium, le zinc et le cadmium forment avec le magnésium des solutions solides en proportions notables. Le système aluminium-magnésium-zinc a été l'objet d'études très complètes qui ont abouti à la fabrication d'alliages extralégers d'un grand intérêt technique ; il était donc tout indiqué d'entreprendre un travail analogue sur les alliages aluminium-magnésium-cadmium.

Nous avons étudié leur constitution par l'analyse thermique, et les résultats ont été reportés sur un diagramme triangulaire, mode de représentation employé pour la première fois par Rooseboom. Nous avons vérifié notre interprétation des expé-

riences par l'étude microscopique des alliages et, dans certains cas, par l'analyse thermique dilatométrique du solidus.

La non-miscibilité presque totale de l'aluminium dans le cadmium, le voisinage du point d'ébullition du cadmium avec les points de fusion de l'aluminium et du magnésium ont suscité un grand nombre de difficultés expérimentales dans la préparation des lingots.

Dans un certain nombre de cas, l'étude des alliages ternaires peut être simplifiée et réduite à celle d'un alliage binaire, dans lequel on aurait pris comme constituants, soit deux composés définis binaires, soit un composé défini binaire et un corps pur. L'étude de la solidification suivant ces plans particuliers peut, en outre, donner des renseignements sur l'existence des composés définis binaires.

Dans une seconde partie, moins importante, nous avons étudié la solidification du mélange de sels $MgCl^2$ - KCl - $BaCl^2$, qui est susceptible de fournir un électrolyte lourd pour la préparation du magnésium. Ces trois sels formant les deux composés définis $MgCl^2$, KCl et $BaCl^2$, 2 KCl , nous avons obtenu un exemple concret des différents cas de solidification, indiqués par la théorie des systèmes ternaires, dans lesquels il ne se forme pas de solution solide.

Notre travail est divisé de la manière suivante :

PREMIÈRE PARTIE

- I. — Les systèmes binaires.
- II. — Techniques expérimentales.
- III. — Recherches personnelles sur les alliages Mg-Cd.
- IV. — Système ternaire Al-Mg-Cd.
- V. — Essais mécaniques.

DEUXIÈME PARTIE

- I. — Etude du système $\text{MgCl}^2\text{-KCl-BaCl}^2$.
- Conclusions.

A M. H. Le Chatelier, membre de l'Institut, qui a accepté avec beaucoup de bienveillance de

présenter à l'Académie des Sciences les principaux résultats de ce travail, j'exprime toute ma reconnaissance. Je tiens aussi à témoigner ma vive gratitude à M. Matignon, membre de l'Institut, professeur au Collège de France, qui a bien voulu mettre les ressources de son laboratoire à ma disposition; à M. Cornu-Thénard, professeur à l'Ecole Nationale Supérieure des Mines, qui, à plusieurs reprises, nous a très aimablement donné l'autorisation de faire des essais dans son laboratoire; à M. G. Chaudron, sous-directeur du laboratoire de chimie minérale au Collège de France, chef des travaux pratiques de métallurgie générale à l'Ecole Nationale Supérieure des Mines, qui a suivi quotidiennement mes recherches et dont les conseils m'ont permis de mener à bien ce travail (1).

PREMIERE PARTIE

CHAPITRE PREMIER

LES SYSTÈMES BINAIRES.

Les trois métaux qui constituent le système aluminium-magnésium-cadmium réagissent deux à deux de façon très différente; nous rappellerons dans ce chapitre les résultats essentiels obtenus par les différents auteurs sur ces alliages.

Alliages aluminium-cadmium. — Les alliages aluminium-cadmium ont été étudiés par Wright (1) et par Gwyer (2) qui ont constaté que le cadmium jusqu'à 650° était insoluble en toutes proportions dans l'aluminium à l'état liquide.

Plus récemment, Schirmeister (3) a constaté que la non-miscibilité ne s'étend pas aux alliages compris entre 0 et 3 % de cadmium (fig. 1).

Alliages magnésium-cadmium. — Le diagramme de solidification de ces alliages a été déterminé par Grube (4) et présente les caractères suivants (fig. 2) :

Il se compose :

1° D'un liquidus formé d'une courbe allant du point de fusion du magnésium à celui du cadmium et présentant à 427° un point d'inflexion pour 50 % atomiques de magnésium.

2° D'un solidus formé d'une courbe continue s'étendant d'un métal à l'autre et passant par le point d'inflexion du liquidus.

3° De quatre lignes de transformation à l'état solide, ayant un point commun à 247°, pour une concentration de 50 % de magnésium.

D'après ce diagramme, l'auteur a conclu à l'existence d'un composé défini correspondant à la formule Mg Cd. Urasow (2) et peu après, Bruni et Sandonnini (3) ont repris cette étude et résumé le résultat de leurs recherches dans un diagramme figure 3, qui présente avec celui de Grube, une différence au sujet des limites de transformation prolongées théoriquement en deçà de la température la

(1) Wright. J. Soc. Chem. 1882, II, 492; 1894, XIII, 1014.

(2) Gwyer. Z. Anorg. Chem. 1908, LVII, 113.

(3) Schirmeister. Stahl und Eisen, t. XXXV, p. 648, 873 et 996, 1916.

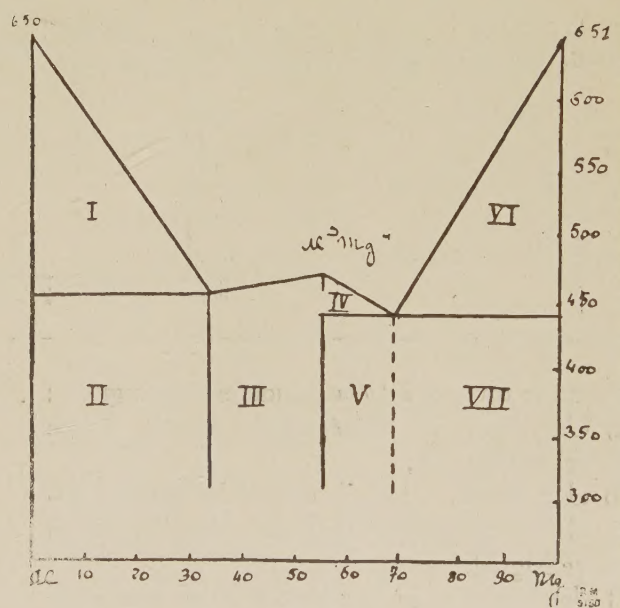
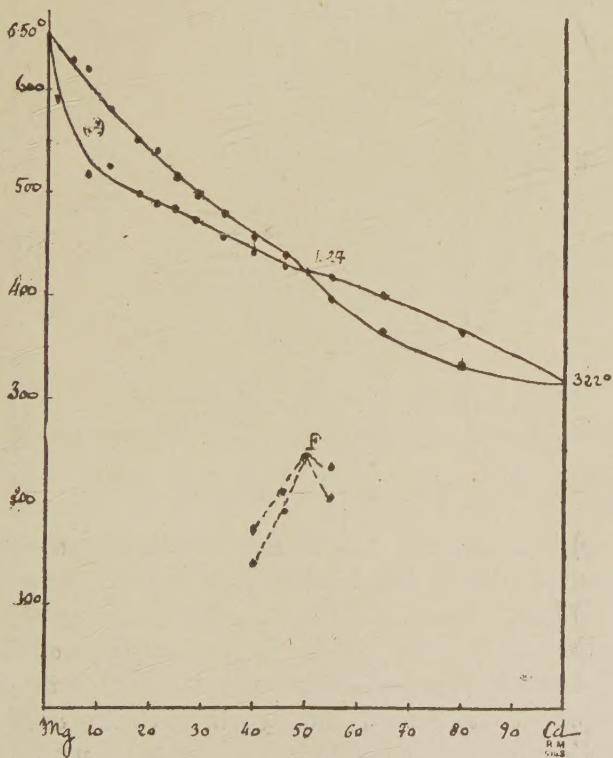
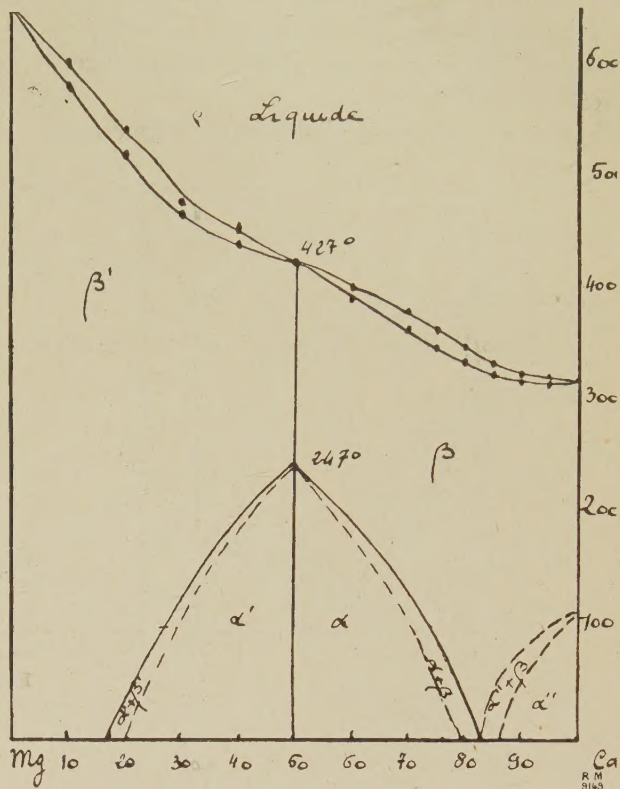
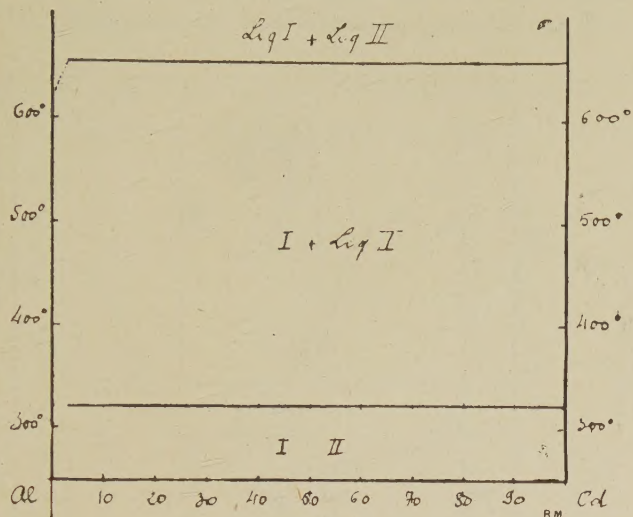
(4) Grube. Zeit. Anorg. Chemie. 49, 72, 1906.

(1) Je dois aussi remercier les Services Techniques de l'Aéronautique qui ont subventionné une partie des recherches exposées dans ce travail.

(2) Urasow. Zeit. Anorg. Chem. 78, 31, 1911.

(3) Bruni et Sandonni. Zeit. Anorg. Chem. 78, 273, 1912.

LES SYSTEMES BINAIRES



plus basse obtenue par cet auteur. On y constate aussi l'existence dans le voisinage du cadmium de deux autres lignes de transformation à température inférieure à 120° .

D'après ce diagramme, les alliages magnésium-

d) Une région α comportant une autre solution du composé MgCd .

e) Une région $\alpha + \beta$ comportant la solution α et une solution β riche en cadmium.

f) Une région formée de la seule solution β .

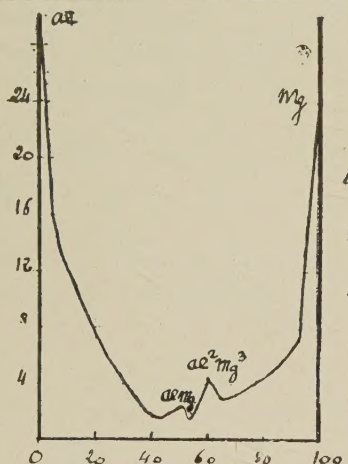


Fig. 5.

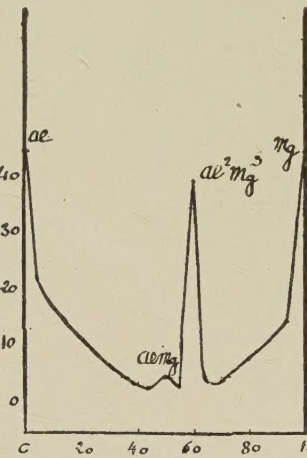


Fig. 6.

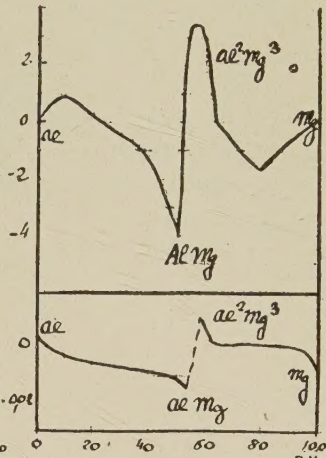


Fig. 7.

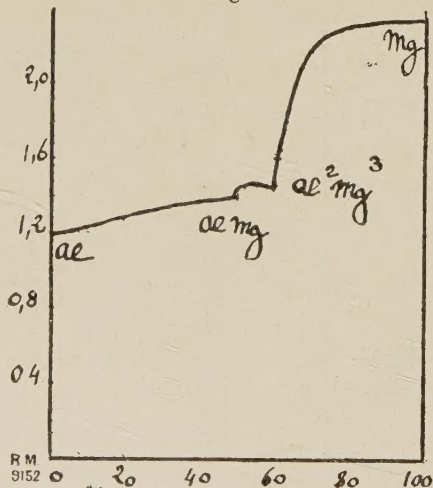


Fig. 8.

RECHERCHES DE BRONIEWSKI

cadmium se divisent à l'état solide en huit régions :

a) Une région β' formée d'une solution solide riche en magnésium ;

b) Une région $\alpha' + \beta'$ formée de la solution solide riche en magnésium et d'une solution riche en composé MgCd .

c) Une région α' ne comportant qu'un seul constituant α' riche en MgCd .

g) Une région $\alpha'' + \beta$ faite de la solution précédente et d'une solution solide α'' .

h) Une solution solide α'' .

D'après Bruni et Sandonnini, les solutions α et α'' formeraient un eutectoïde entre 10 et 20 % atomiques de magnésium, cette hypothèse comme celle de l'existence d'un constituant α'' est basée sur des considérations métallographiques, elle comporte de

ce fait beaucoup d'imprécision et nous nous réservons de discuter cette question plus loin (Cf., page 10).

Alliages Aluminium-Magnésium. — L'étude des alliages aluminium-magnésium a d'abord été faite comme la précédente par Grube (1) : le diagramme qui en résulte (fig. 4) à un liquidus, formé :

1° D'une courbe descendant du point de fusion

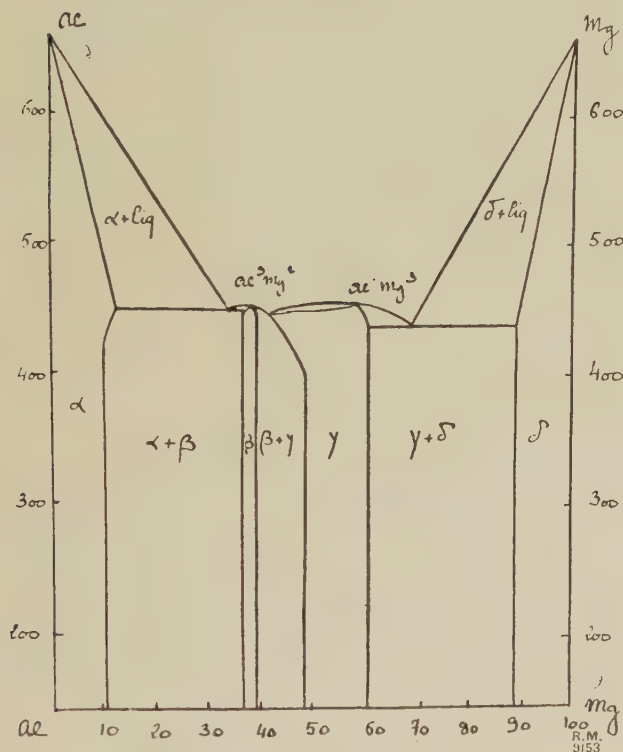


Fig. 9. — Diagramme en poids.

de l'aluminium (650°) à un point d'eutexie à 451° et correspondant à 33 % de magnésium.

2° D'une ligne allant de ce point à un autre point d'eutexie (440° et 68 % de magnésium) en passant par un maximum à 465° pour une composition de l'alliage correspondant à Al_3Mg_4 .

3° D'une dernière courbe partant du point d'eutexie et remontant au point de fusion du magnésium (651°).

Quant au solidus, il est formé de deux horizon-

tales : la première située à 451° s'étend de la verticale de l'aluminium jusqu'à l'eutectique formé par 33 % de magnésium ; la seconde située à 440° s'étend de la verticale du magnésium à la verticale du composé défini Al_3Mg_4 .

Le diagramme de Grube se divise donc sous le liquidus en sept zones (fig. 4) :

I. Une zone formée d'un liquide contenant de l'aluminium solide.

II. Une zone formée d'aluminium pur et d'eutectique aluminium-solution solide Al_3Mg_4 .

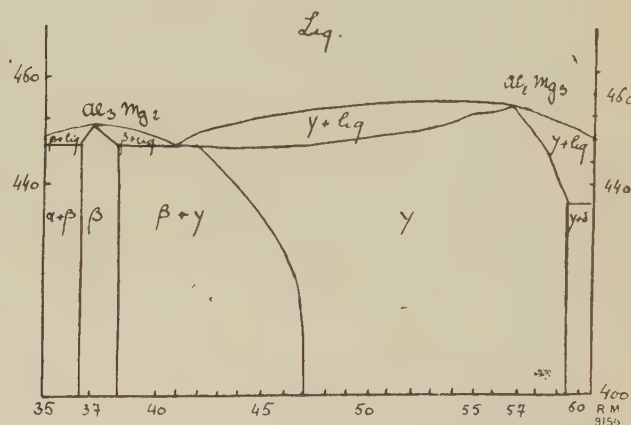


Fig. 10.

III. Une zone formée d'une solution solide presque entièrement formée de solution Al_3Mg_4 .

IV. Une zone formée d'un liquide contenant du composé Al_3Mg_4 solide.

V. Une zone formée d' Al_3Mg_4 et d'un eutectique Al_3Mg_4 — Mg.

VI. Une zone formée d'un liquide contenant du magnésium solide.

VII. — Une zone formée de magnésium pur et d'eutectique Al_3Mg_4 — Mg.

L'étude des principales propriétés physiques de ces alliages a été continuée par Broniewski dans ses recherches sur les propriétés électriques des alliages d'aluminium où il a déterminé, en fonction de la concentration (1) la conductivité (fig. 5), le pouvoir thermo-électrique (fig. 6), la force électromo-

(1) Grube. Zeit. Anorg. Chemie, 545, p. 225, 1905.

(1) Broniewski. Ann. de Phys. et Chim. 8, 25, 1, 1912.

trice de dissolution (fig. 7) et le coefficient de température de la résistance (fig. 8) des alliages aluminium-magnésium : les diagrammes qu'il a obtenus montrent tous des anomalies très accusées pour 40 % d'aluminium, concentration qui correspond à un composé défini Al_2Mg_3 .

Sur tous, on y remarque également une irrégularité beaucoup moins nette, correspondant à une composition moléculaire AlMg .

Hanson et Gayler ont repris tout récemment l'étude de ces alliages par l'analyse thermique et la métallographie (1).

Leur méthode expérimentale très précise leur a permis de tracer un diagramme donnant des indications nouvelles. Ils ont pu à l'aide de traitements thermiques, déterminer micrographiquement la situation exacte des combinaisons définies dans le diagramme, chose impossible à faire complètement par l'analyse thermique, par suite des trop faibles écarts entre les points de solidification commençante, des alliages dont les concentrations sont comprises entre 35 et 60 % de magnésium (fig. 9 et 10).

Leur diagramme se compose :

D'un liquidus formé :

1° D'une courbe descendant du point de fusion de l'aluminium à un point d'eutexie fondant à 445° et correspondant à 33 % de magnésium.

2° D'une ligne allant de ce point à un second point d'eutexie (fondant à la même température et formé de 42 % de magnésium) en passant par un maximum correspondant à la composition Al_3Mg_2 et fondant à 450° .

3° D'une courbe plus étendue que la précédente, passant par un maximum correspondant à Al_2Mg_3 , située entre les points d'eutexie correspondant respectivement à 42 % et 70 % de magnésium, et fondant à 446° et 436° .

4° D'une courbe allant de ce dernier point à celui de fusion du magnésium.

D'un solidus formé :

1° D'une ligne partant du point de fusion de

l'aluminium, s'arrêtant à son point d'intersection (12 % de Mg) avec une horizontale passant par le point d'eutexie à 446° .

2° De l'horizontale précédente qui part de ce point et s'étend jusqu'à 36,5 % de Mg.

3° D'une ligne droite partant de là et remontant au maximum Al_3Mg_2 .

4° D'une autre ligne droite descendant de Al_3Mg_2 et aboutissant à une horizontale située à la même température que la précédente et se terminant au même point d'eutexie.

5° D'une ligne continue partant de cette horizontale, passant par le maximum Al_2Mg_3 et aboutissant pour une concentration de 59,5 % de Mg à une seconde horizontale, passant par le troisième point d'eutexie, et s'arrêtant à 92 % de Mg.

6° D'une ligne allant de ce point au point de fusion du magnésium.

La constitution de ces alliages à l'état solide diffère donc suivant sept zones :

I. Une solution solide α riche en aluminium.

II. Une région formée de solution solide α , de solution solide β riche en Al_3Mg_2 , et de l'eutectique formé par ces deux solutions.

III. Une solution β contenant Al_3Mg_2 .

IV. Une région formée de la solution β , de la solution γ riche en Al_2Mg_3 , et d'un eutectique formé de ces deux solutions.

V. Une région constituée par la solution solide γ .

VI. Une région formée de la solution solide γ d'une solution δ et d'un eutectique formé entre elles.

VII. Une région formée de la solution δ faite de magnésium pur.

En résumé, Hanson et Gayler retrouvent le composé Al_2Mg_3 trouvé par Broniewski, mais il semble bien que l'interprétation des courbes de ce dernier auteur, en ce qui concerne les légères anomalies observées pour la composition AlMg est erronée.

En ce qui concerne le nouveau composé Al_3Mg_2 signalé par Hanson et Gayler, nous aurons l'occasion d'en reparler plus loin (Cf., page 22).

(1) Hanson et Gayler. Journ. of Inst. of Metals, 1920.

CHAPITRE II

TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES

Analyse thermique. — Nous ne chercherons pas à rappeler les principes de l'analyse thermique, ni à décrire les différents appareils dont on se sert, mais seulement à indiquer les détails propres à nos expériences.

Nous nous sommes servis du couple thermo-électrique de M. H. Le Chatelier en platine et platine-rhodié ; les fils avaient 3 mm. de diamètre. Pour protéger notre couple, nous en avons introduit les fils dans un tube de silice à parois très minces, prolongé jusqu'à une certaine distance au-dessus de la surface de l'alliage.

Au cours d'une expérience, ces tubes en silice n'étaient pas sensiblement attaqués par les alliages ; nous avons, en effet, obtenu des pertes de poids de ces tubes de l'ordre de quelques milligrammes, ce qui ne pouvait changer pratiquement la composition du lingot étudié qui pesait environ 50 grammes.

Nous avons relié notre couple à un galvanomètre enregistreur de Rengade (1) ; sur chaque papier photographique on repérait l'échelle des températures avant de commencer l'analyse thermique, en plongeant la soudure du couple dans une étuve à soufre (445°), puis à naphthaline (218°), ce qui donnait les deux traits de repère.

Préparation des alliages. — Pour préparer nos alliages, nous avons songé à les fondre dans une atmosphère gazeuse appropriée, mais il est possible en prenant quelques précautions, de les obtenir dans un creuset en terre réfractaire sous une couche de fondant, ce qui évite les inconvénients d'un appareillage compliqué. Nous avons donc opéré la fusion sous une couche saline formée soit d'eutectique LiCl-KCl (fondant à 350°), soit de KCl pur (fondant à 770°) ; nous avons observé que ces sels

fondus imprégnaient la terre, la protégeant ainsi du contact du métal (2).

Nous pouvions aussi agiter autant qu'il était nécessaire la masse pour la rendre homogène, sans crainte de pertes ou d'inclusions gazeuses.

Cette méthode nous a permis de faire nos alliages par synthèse sans avoir à craindre que leur composition change par oxydation ou par attaque du creuset ; on chauffait celui-ci dans un four à gaz ; une fois la fusion obtenue on laissait refroidir, le four étant placé à l'abri des courants d'air et toutes les ouvertures soigneusement bouchées ; dans ces conditions entre 200° et 500° nous avons observé une chute de température de 1° en 5 secondes.

Sur nos courbes, 1 centimètre représentait environ 30°.

Nous n'avons jamais observé de phénomène de surfusion important.

Etude microscopique. — Après l'analyse thermique nous faisons l'examen micrographique du lingot à l'aide du microscope Le Chatelier.

Pour effectuer le polissage nous avons employé un produit du commerce (Naol), car il est, en effet, impossible d'employer les abrasifs ordinaires Fe_2O_3 ou alumine, qui rayent ces alliages.

Pour le finissage, nous nous servions d'une peau de chamois tendue sur une plaque de verre, de façon à éviter le polissage en bas-relief.

Comme réactif d'attaque, nous avons essayé le sulfure d'ammonium, pensant qu'il pourrait colorer les constituants riches en cadmium, mais l'attaque n'étant pas bonne, nous avons préféré l'acide azotique à 1 % en volume, en solution alcoolique.

(1) E. Rengade. Bull. Soc. Chim., 4^e série, t. 7, p. 934 (1909) ; Rev. Mét., t. 6, p. 934 (1909).

(2) Etant donné que la température d'ébullition du cadmium (770°) est assez voisine de celle de fusion d'aluminium (650°) et du magnésium (650°), nous avons dû introduire le cadmium en dernier dans les alliages magnésium-aluminium dont le point de fusion est toujours nettement inférieur à 650°.

Nous avons immergé la surface polie dans cette solution alcoolique durant 2 à 3 secondes, pour les alliages ternaires et le système Al-Mg; pendant 8 à 10 secondes pour les alliages magnésium-cadmium.

Analyse thermique dilatométrique (1). — L'analyse thermique simple peut servir à déterminer les transformations à l'état solide, à condition qu'elles soient accompagnées d'un dégagement ou d'une absorption de chaleur suffisamment brusque pour échauffer ou refroidir toute la masse de l'alliage, mais comme ces conditions sont rarement réalisées, nous avons eu recours à l'analyse thermique dilatométrique, dans quelques cas délicats, car elle est beaucoup plus sensible, les changements de constitution des métaux à l'état solide étant toujours accompagnés de variation de volume.

Pour faire ces déterminations, nous nous sommes servis du dilatomètre différentiel de M. Chevenard (1), dont nous avons augmenté la sensibilité à l'aide d'un étalon d'aluminium en remplacement de celui de Baros (2).

On pouvait songer à employer pour préparer les éprouvettes une lingotière aspirante du genre de celle utilisée par W. Broniewski, dans son étude sur les propriétés électriques (3), ou à tourner dans un bloc des bâtonnets, mais ce dernier procédé était impraticable, nos alliages étant en général trop mous ou trop cassants. Nous les avons donc simplement coulées à l'aide d'un cornet de clinquant huilé dans une lingotière ordinaire et en observant soigneusement la température la plus basse possible pour l'alliage considéré, ce qui évite toute inflammation.

CHAPITRE III

RECHERCHES PERSONNELLES SUR LES ALLIAGES MAGNÉSIUM-CADMIUM

On peut conclure des recherches des différents auteurs qui ont étudié ces alliages, que leur solidus est incomplètement déterminé, et que la composition (50 % Mg et 50 % Cd) en atomes ne correspond pas d'une façon certaine à un composé défini; nous nous sommes donc efforcé de combler ces lacunes tout en recommençant la détermination complète du liquidus, ce qui nous a permis de mettre au point les méthodes employées dans l'étude du ternaire.

Nous avons déterminé les points de transformation à l'aide du dilatomètre de M. Chevenard dont nous venons de parler, les résultats obtenus sont résumés dans le tableau I :

Jusqu'à 12 % (en atomes) de cadmium, les courbes (fig. 11), ne présentent aucune anomalie, la dilatation est régulière; lorsque la concentration atteint 17 %, le premier point de transformation apparaît à une température d'environ 75°, transformation qui se produit par une brusque montée sur la courbe cor-

Tableau 1

N° de la masure	Composition %		Température de transformation
	en poids et molécules de Cadmium		
	%	%	
1	16 6	4	Néant
2	30	8 2	—
3	40	12	—
4	50	17	75°
5	60	24	150°
6	70	33	170°
7	80	46	225°
8	90	66	125°
9	95	81	Néant
10	97	87	—
11	98	91	—
12	99	95	—

respondant à une expansion de l'alliage, puis la dilatation se poursuit normalement, la variété β ayant sensiblement même coefficient de dilatation que la variété α ; la température du point de transformation croît alors avec le pourcentage en cadmium, ainsi que l'amplitude de l'anomalie, jusqu'à ce qu'on ait

(1) Je remercie beaucoup mon collègue de laboratoire, M. H. Forestier, qui très aimablement nous a fait profiter de sa grande expérience du dilatomètre Chevenard dont il se sert journellement pour ses recherches personnelles.

(1) Rev. Mét. 1917.

(2) C. R., 29 janvier 1923.

(3) Thèse. Paris 1911.



Fig. 11.

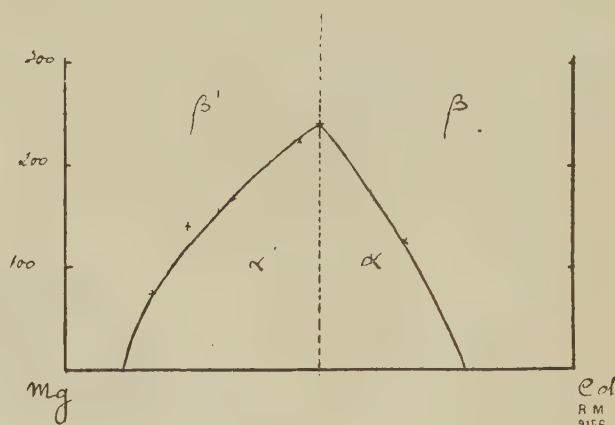


Fig. 12.

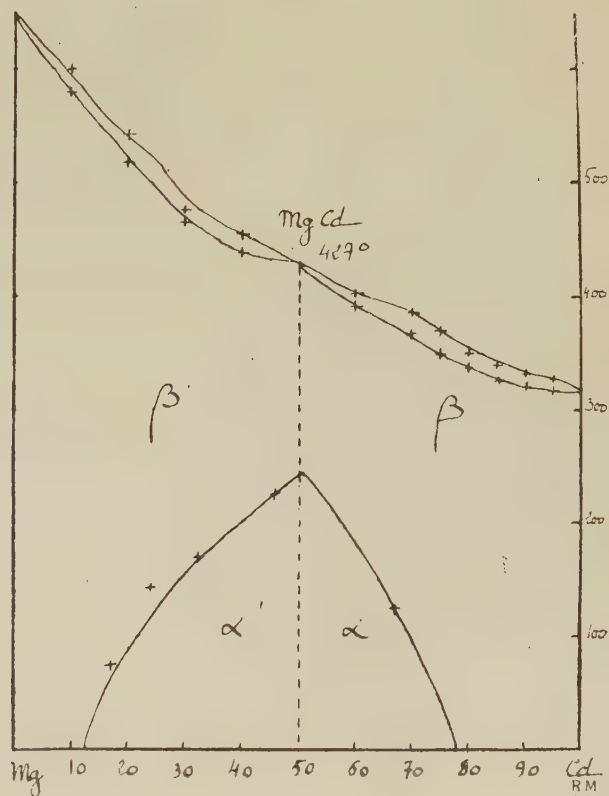


Fig. 13.

atteint la proportion correspondant à 50 % Cd : ce maximum se trouve à 247°. A partir de là la température de transformation décroît régulièrement, elle est de 125° à 66 % de cadmium et, à 81 %, l'anomalie a complètement disparu des courbes.

Au delà de 81 % de cadmium, on ne constate aucune transformation, ce qui infirme l'existence de la zone α'' de Bruni et Sandonnini ; il résulte en outre, des résultats que nous avons obtenus une différence assez sensible avec les températures obtenues par les

auteurs précédents, surtout entre 50 et 100 % de cadmium (fig. 12).

Nous avons reproduit sur la figure 11 les plus intéressantes de nos courbes qui montrent bien que l'on n'observe jamais deux transformations.

Il en résulte que le diagramme du solidus se

grand nombre possible de faits, nous avons redéterminé le liquidus par l'analyse thermique.

Nous avons obtenu ainsi des résultats qui n'ont fait que confirmer la forme de diagramme établie par les précédents auteurs (Cf, page 2) : de ce fait, nous n'avons pas cru intéressant de les reproduire,

Photo 1. — Micrographie d'un alliage contenant 10 % magnésium et 90 % cadmium, montrant la solution solide hétérogène. $G=175$.

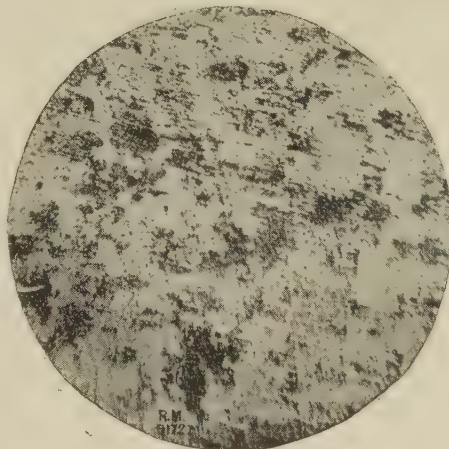


Photo 2.

Photo 3. — Micrographie du composé MgCd. $G=175$.

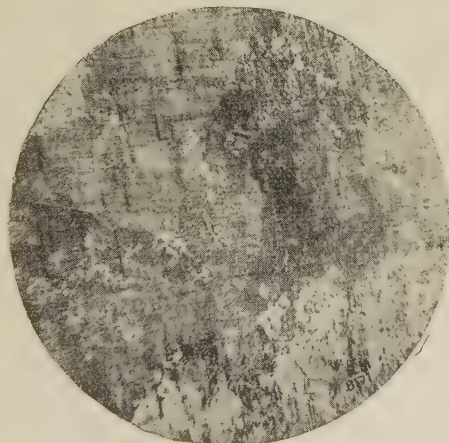


Photo 1.

Photo 2. — Micrographie d'un alliage contenant 80 % magnésium et 20 % cadmium, montrant la solution solide hétérogène. $G=175$.

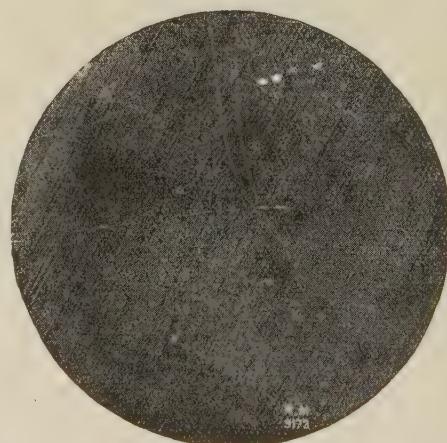


Photo 3.

réduit, si l'on admet l'existence d'un composé MgCd, à une zone α dans laquelle MgCd est en solution dans le magnésium et à une zone β dans laquelle le cadmium semble dissout par le magnésium ; d'autre part, à une zone α' de MgCd dissous dans le cadmium et à la zone β' dans laquelle le magnésium est en solution dans le cadmium.

Dans le but d'établir l'existence du composé MgCd ou de la rejeter en nous basant sur le plus

toutefois, il convient de signaler que nous avons constaté que l'alliage correspondant à MgCd donne sur le papier enregistreur un palier tout à fait caractéristique.

Les lingots que nous avons obtenus pour exécuter l'analyse thermique, nous ont servi à faire des micrographies.

La photo 1 nous montre la surface de l'alliage 80 % Mg et 20 % Cd attaquée à l'acide azotique à

1 % en solution alcoolique, on y constate un contour mal délimité de solutions solides non complètement homogénéisées.

Sur la photo 2, nous voyons les résultats de l'attaque par le même réactif de l'alliage 10 % Mg et 90 % Cd, elle présente un aspect tout à fait analogue et l'alliage brut de coulée comme le précédent marque le même manque d'homogénéité.

Par contre, le lingot formé à molécules égales de magnésium et de cadmium est très homogène, sans traitements (photo 3).

La constance de la température de fusion et l'homogénéité brut de coulée sont donc deux faits im-

portants en faveur de l'existence d'une combinaison définie MgCd, mais plus loin dans l'étude ternaire aluminium-magnésium-cadmium (page 21), nous verrons deux autres propriétés de MgCd établissant l'existence certaine de ce composé.

Nous concluons donc que le diagramme complet de solidification des alliages magnésium-cadmium doit être présenté comme l'indique la figure 13.

Le liquidus des auteurs précédents reste sans modification.

Les transformations du solidus sont telles que nous les avons établies figure 12.

CHAPITRE IV

LE SYSTÈME TERNAIRE Al-Mg-Cd

Pour représenter la composition d'un alliage ternaire, on utilise ordinairement un diagramme triangulaire. Soit ABC un triangle équilatéral (fig. 14): on sait que la somme des perpendiculaires, abaissée d'un point quelconque à l'intérieur de ce triangle sur ses cotés, est égale à sa hauteur. Nous pouvons admettre que cette hauteur est égale à 100 et que le pourcentage de chaque métal dans l'alliage est représenté par l'une des perpendiculaires. Les sommets du triangle correspondront alors aux métaux purs, ses cotés aux alliages binaires et chaque point M à l'intérieur du triangle représentera une composition de l'alliage ternaire, bien déterminée par la longueur des perpendiculaires représentant respectivement la proportion des trois métaux A, B, C dans l'alliage.

Nous indiquerons les deux autres propriétés de cette représentation que nous utiliserons dans la suite:

1° Une droite partant de l'un des sommets du triangle est le lieu des points tels que le rapport des deux autres constituants reste constant.

Soit, par exemple, une nappe limitée par la ligne $s_{O_1r_1}$, sur laquelle se dépose le corps pur A, le point figuratif, pendant ce dépôt décrira la droite

AM (fig. 14), car pendant ce temps, le rapport de B à C reste constant, ensuite, le point arrive en M_2 puis se dirige vers O_1 où se termine la solidification.

2° Un point pris sur la droite qui joint deux composés définis (ou un composé défini et un corps pur) peut avoir sa composition exprimée soit en fonction des trois constituants, soit en fonction des deux composés (ou d'un composé défini et d'un corps pur).

L'étude d'un système ternaire peut être simplifiée et ramenée à celle d'un système binaire dans lequel on aurait pris comme constituant, soit deux composés définis binaires ayant un constituant commun, soit un composé défini binaire et un constituant pur.

Soit l'exemple théorique suivant que nous avons presque rencontré dans l'étude de la seconde partie.

Considérons trois corps purs A, B, C, tels que A et B donnent naissance pour une concentration convenable à un composé $AvBx$ (D) et que A et C

(1) Application de la méthode d'analyse thermique aux alliages ternaires, par A. Portevin. R. M., VII, 1149 (1910).

La méthode d'analyse thermique du professeur Tamann, et les recherches sur la constitution des alliages à l'Université de Goettingen, par A. Portevin. R. M., IV, 797, 915 (1907).

Tamann. Z. anorg. Chemie, 37-303 (1903); 45-124 (1905); 47-290 (1905).

forment de même un composé $AmCz$ (E), B et C donnant des mélanges simples avec formation d'un eutectique.

Supposons, de plus, pour simplifier, qu'il ne se forme ni composé défini ternaire ni solution solide, et que les corps A, B, C, D, E, se déposent respectivement suivant les nappes so_1r , uo_2o_3w , vo_3w , uo_2o_1s , et $ro_1o_2o_3v$, limitées entre elles par les lignes eutectiques secondaire o_1s , o_1r , o_1o_2 , uo_2 , o_2o_3 ,

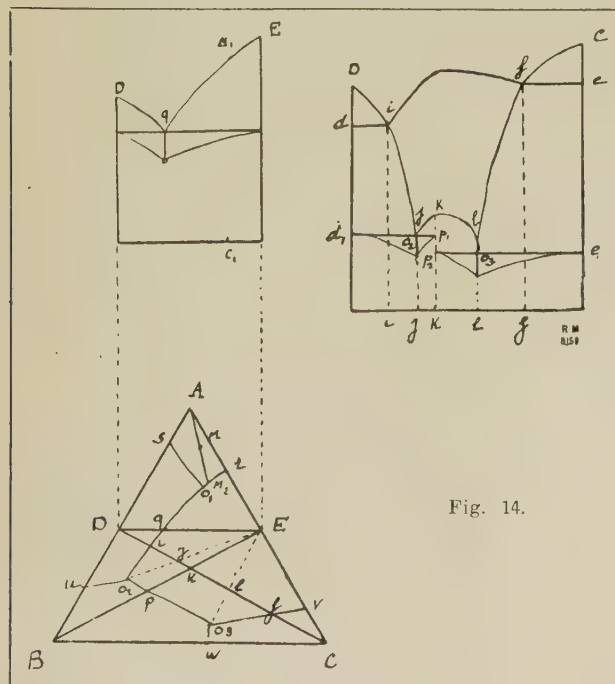


Fig. 14.

o_3w , o_3v . Dans un tel système, il est possible de tracer trois plans joignant des corps purs de deux en deux, ce sont :

- 1° Le plan D-E (I).
- 2° Le plan B-E (II).
- 3° Le plan C-D (III).

Examinons comment la solidification se fera le long de ces plans :

1° Le plan I coupe la ligne eutectique secondaire o_1o_2 au point q, son profil affectant donc une forme analogue à celle représentée (fig. 14), les composés D et E restent stables lorsqu'on les fond ensemble, et manifestent par conséquent les caractères de mélanges binaires simples. Si nous prenons un alliage de concentration C_1 pris le long de ce plan, entre E et q, sa solidification se fait en deux temps. E se déposera en premier, le liquide s'enrichissant en eutectique secondaire, enfin ce dernier se déposera et la solidification sera complète. Le point figuratif de la solidification part de la position M_1 , se dirige vers q, au fur et à mesure que la température décroît, et reste dans le plan jusqu'à ce que la solidification soit complète.

2° Le plan II coupe la ligne eutectique secondaire o_2o_3 et son profil sera sensiblement le même que celui du plan précédent.

3° Le plan III coupe la nappe de dépôt du composé E; le corps C et le composé D réagissent l'un sur l'autre et donnent naissance au composé E. En traçant le diagramme de solidification de ce plan, nous le voyons formé de trois courbes superposées, car la solidification doit se faire ici en trois temps. La première courbe $DijklC$ indique le commencement de la solidification, la deuxième dio_2ko_3fe correspond au dépôt commençant de l'eutectique binaire, alors que les lignes $d_1o_2p_1$ et $p_2o_3e_1$ montrent le dépôt de l'eutectique ternaire.

La solidification d'un alliage de concentration prise entre c et f, se fera de la façon suivante : C se dépose le premier, le point figuratif reste dans le plan CD, puis E se dépose à son tour et le point figuratif quitte le plan pour suivre la ligne eutectique fo_3 , enfin, lorsque B se dépose, la solidification se termine o_3 .

La mesure des paliers de solidification ternaire est, dans ce cas, d'une importance considérable, car elle permet de déterminer au moins partiellement l'emplacement des points eutectiques ternaires. En effet, la solidification de l'alliage j se fait seulement en deux temps : dans la première période, le point figuratif suit le plan o_2E et ne rencontre pas de ligne secondaire, dans la seconde période, le point se trouve directement à l'eutectique ternaire. Il en est de même pour l'alliage l. Il résulte qu'inversement en joignant j à E, on peut être assuré qu'un point ternaire est sur cette droite prolongée.

En nous servant de l'ensemble de ces considérations de mélanges binaires simples. Si nous prenons un alliage de concentration C_1 pris le long de ce plan, entre E et q, sa solidification se fait en deux temps. E se déposera en premier, le liquide s'enrichissant en eutectique secondaire, enfin ce dernier se déposera et la solidification sera complète. Le point figuratif de la solidification part de la position M_1 , se dirige vers q, au fur et à mesure que la température décroît, et reste dans le plan jusqu'à ce que la solidification soit complète.

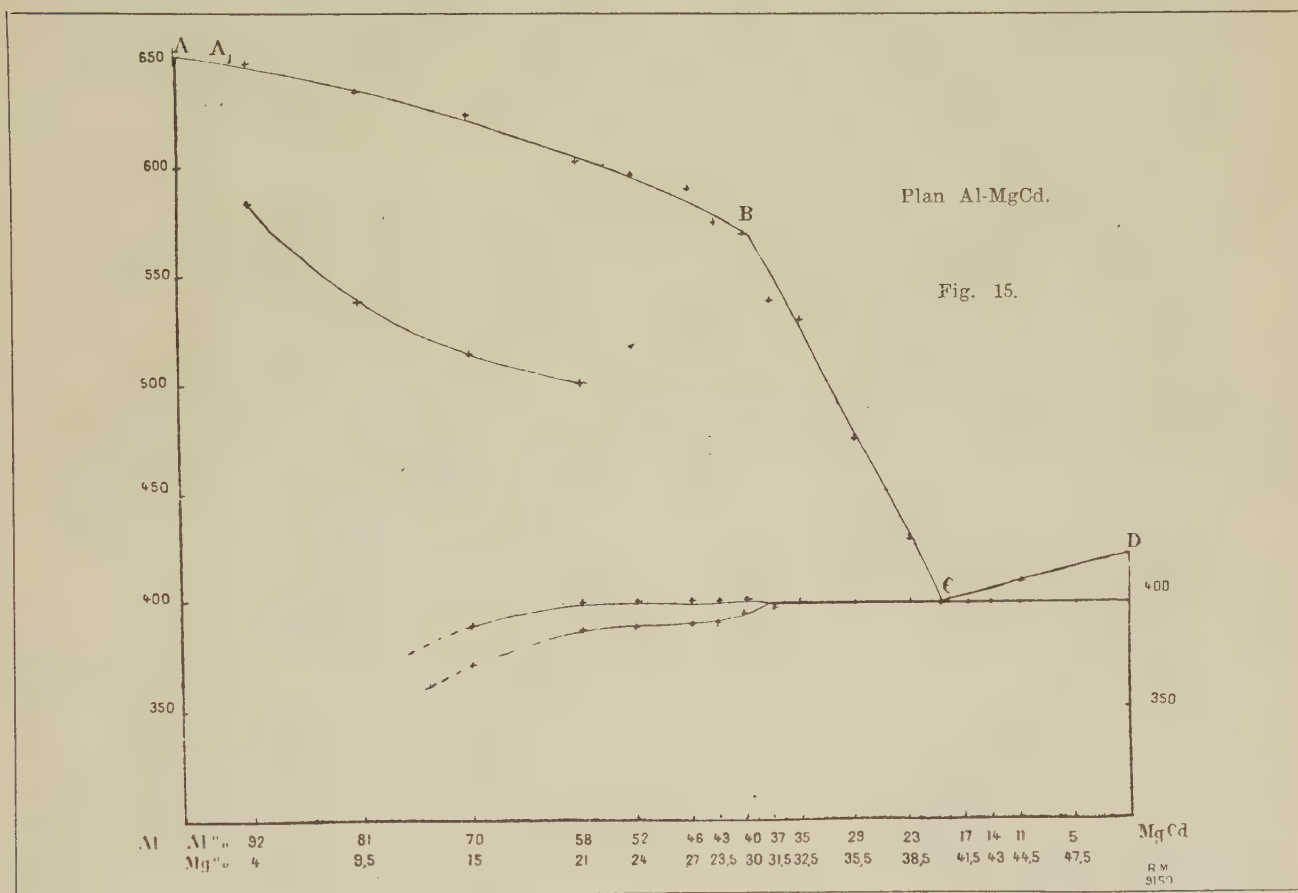
En nous servant de l'ensemble de ces considéra-

tions, nous avons déterminé le système aluminium-magnésium-cadmium à l'aide des plans suivants (Cf. fig. 21) :

- 1° Al-MgCd (?).
 - 2° Cd-Al₂Mg₃.
 - 3° Al₂Mg₃-MgCd (?).
 - 4° MgCd (?)-AlMg (?).
 - 5° Cd-AlMg (?).
- Plan Al-MgCd :

L'analyse thermique nous indique quatre anomalies, ce qui indique une non-miscibilité.

L'examen micrographique montre, en effet, que le dépôt des constituants se fait suivant deux couches, la partie inférieure riche en aluminium (photo 4), la partie inférieure riche en cadmium (photo 5), enfin, sur la micrographie photo 6, on voit nettement la ligne de séparation de ces deux parties non miscibles.



Nos mesures sont résumées dans le tableau II et sur la figure n° 15.

a) Quand la concentration en aluminium varie depuis l'aluminium pur (point A) (1) jusqu'au point B (37 % d'aluminium).

(1) Nous avons marqué le point A₁ sur le diagramme n° 15 afin de signaler la petite zone de miscibilité entre l'aluminium et le cadmium.

b) La concentration en aluminium varie de B à C.

On observe sur les courbes de refroidissement, que la solidification se fait en deux temps. Les micrographies en cette partie du diagramme, montrent une solution solide riche en aluminium entourée d'eutectique (photo 7).

c) De même, en allant de C à D (MgCd (?), on

a une solidification en deux périodes, la micrographie (n° 8) montre $MgCd$ (?) entouré d'eutectique.

Tableau II

N° de la mesure	Al. %	Mg. %	Points d'arrêt			
			1 ^{er} point	2 ^e point	3 ^e point	4 ^e point (non-miscibilité)
1	92	4	640°	585°	?	?
2	81	9,5	637°	540°	?	?
3	70	15	625°	515°	390°	373°
4	58	21	608°	502°	400°	387°
5	52	24	598°	?	402°	388°
6	46	27	590°	?	404°	390°
7	43	28,5	575°	?	402°	392°
8	40	30	568°	?	400°	398°
9	37	31,5	538°	400°	—	—
10	35	32,5	530°	402°	—	—
11	29	35,5	475°	398°	—	—
12	23	48,5	430°	400°	—	—
13	17	41,5	?	401°	—	—
14	14	43	?	400°	—	—
15	11	44,5	412°	400°	—	—
16	5	47,5	?	401°	—	—

Plan $MgCd$ (?) - Al_2Mg_3 :

La solidification a lieu en deux périodes (fig. 16), (tableau III).

Tableau III

N° de la mesure	Al. %	Mg. %	Points d'arrêt			
			1 ^{er} point	2 ^e point	3 ^e point	4 ^e point (non-miscibilité)
17	35	59,5	446°	400°	—	—
18	30,5	58	435°	400°	—	—
19	26	57	427°	396°	—	—
20	22	55,5	420°	401°	—	—
21	17,5	55	410°	400°	—	—
22	13	52	—	401°	—	—
23	9	52,5	412°	398°	—	—
24	4	51,5	415°	400°	—	—
25	2	51	420°	400°	—	—

a) La concentration varie de E (Al_2Mg_3) à J (alliage n° 22).

Le composé Al_2Mg_3 se dépose entouré d'eutectique secondaire ; c'est ce que confirment des micrographies d'alliages pris dans cette zone, parmi lesquels l'alliage n° 17 nous a donné une photographie particulièrement intéressante représentant des

cristaux d' Al_2Mg_3 de forme carrée et à contours particulièrement nets, entourés d'eutectique (photo 9).

Ce diagramme comme le précédent, nous suggère une nouvelle preuve de l'existence de la combinaison $MgCd$, car s'il n'en était pas ainsi, on observerait trois phénomènes thermiques au lieu de deux.

Pour localiser la présence de l'entectique, nous avons complété notre diagramme par la mesure des paliers dont l'ensemble présente un maximum pour l'alliage n° 22.

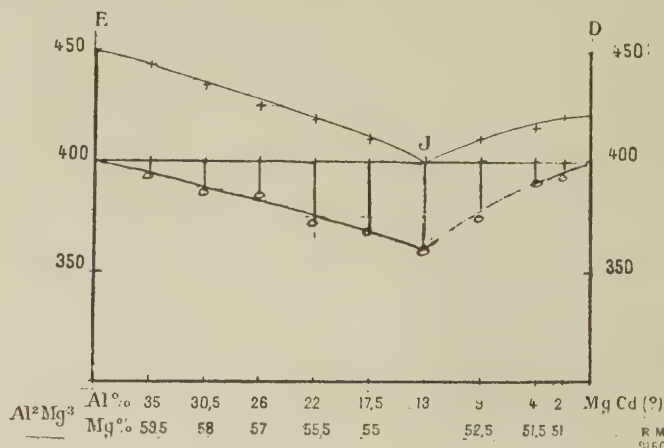


Fig. 16.

Plan $Cd-Al_2Mg_3$:

Une zone de non-miscibilité occupe une partie importante de ce plan et le reste est constitué par un système binaire simple à solidification en deux temps.

Nos déterminations sont exposées sur le tableau IV et le diagramme figure 17.

La solidification se fait en trois zones différentes :

a) La concentration varie de I (Cd) à G. (alliage n° 32)

Il y a non-miscibilité comme entre les points A et B du premier plan et dépôt des mêmes constituants (micrographies analogues aux n° 4, 5 et 6).

b) La concentration varie de G à F (entre les alliages 30 et 31). Il se dépose la solution riche en aluminium et de l'eutectique secondaire (micrographie des alliages analogue à la photo n° 7).

c) La concentration varie de F à E (Al_2Mg_3).

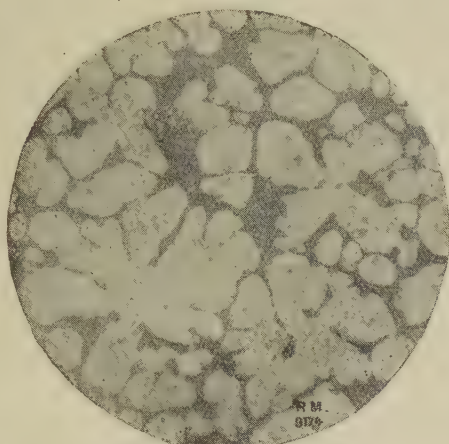


Photo 4.

A gauche, photo 4.
Micrographie d'un alliage contenant 58 % d'aluminium, 21 % de magnésium et 21 % de cadmium. Partie supérieure de la coupe du lingot montrant une solution solide riche en aluminium. $G=75$.

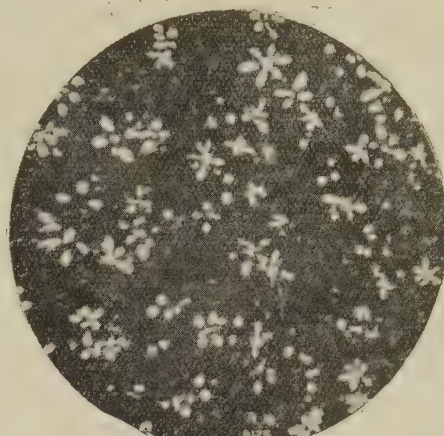


Photo 5.

A droite, photo 5.
Micrographie du même alliage. Partie inférieure de la coupe montrant une solution solide riche en cadmium, dans laquelle se trouvent quelques cristallites de la solution solide riche en aluminium. $G=75$.

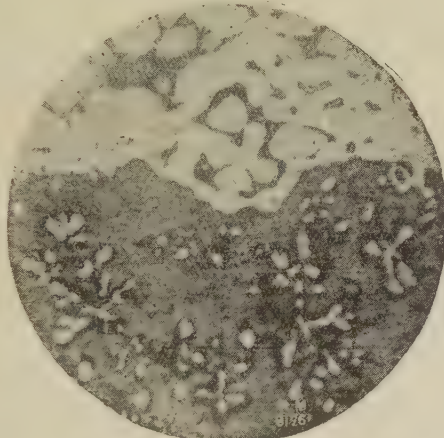


Photo 6.

A gauche, photo 6.
Micrographie de l'alliage précédent, montrant la non miscibilité. $G=75$.

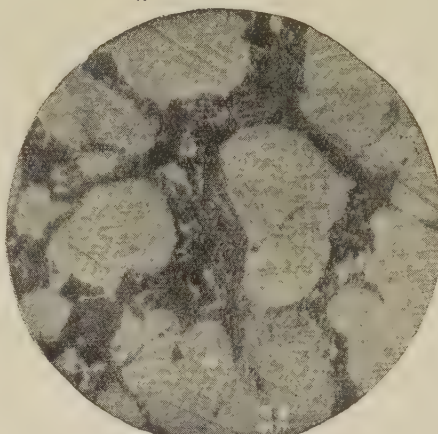


Photo 7.

A droite, photo 7.
Micrographie d'un alliage contenant 29 % d'aluminium, 35,5 % de magnésium, 35,5 % de cadmium, montrant la solution solide riche en aluminium entourée d'eutectique secondaire. $G=150$.

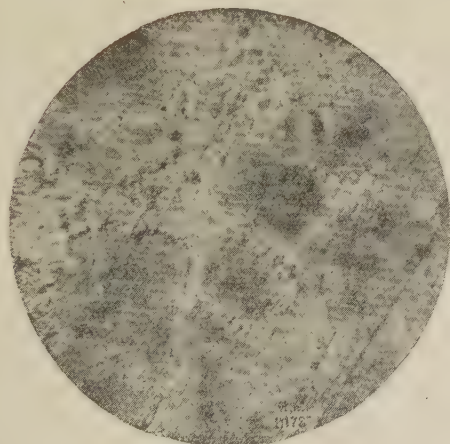


Photo 8.

A gauche, photo 8.
Micrographie d'un alliage contenant 5 % d'aluminium, 47,5 % de magnésium et 47,5 % de cadmium, montrant $MgCd$ entouré d'eutectique secondaire. $G=75$.

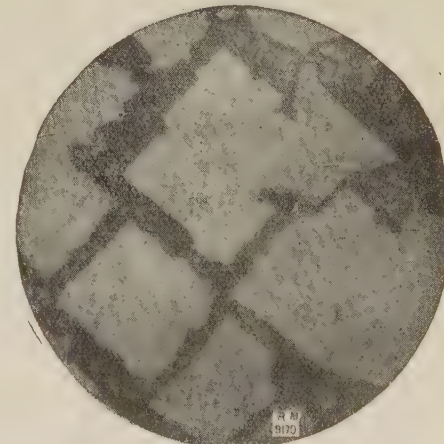


Photo 9.

A droite, photo 9.
Micrographie d'un alliage contenant 26 % d'aluminium, 57 % de magnésium et 17 % de cadmium, montrant le composé défini Al_2Mg_3 entouré d'eutectique secondaire. $G=125$.

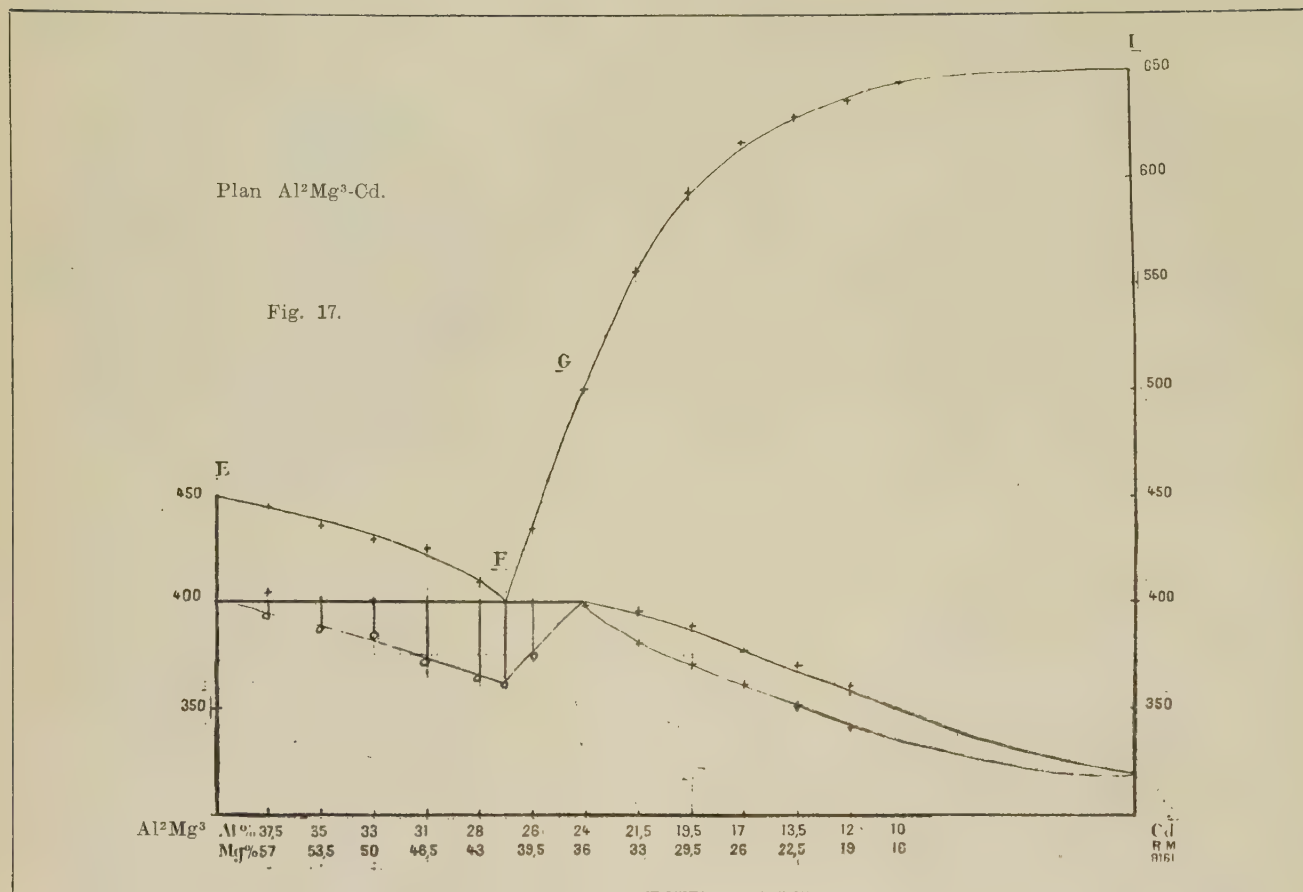


Tableau IV

N° de la mesure	Al. %	Mg. %	Points d'arrêt			
			1 ^{er} point	2 ^e point	3 ^e point	4 ^e point (non-miscibilité)
26	37,5	57	445°	405°	—	—
27	27,35	53,5	437°	400°	—	—
28	33	50	430°	404°	—	—
29	31	46,5	425°	400°	—	—
30	28	43	408°	400°	—	—
31	26	39,5	435°	400°	—	—
32	24	36	500°	398°	—	—
33	21,5	33	555°	?	395°	380°
34	10,5	29,5	592°	?	387°	370°
35	17	26	615°	?	376°	362°
36	13,5	22,5	627°	?	370°	351°
37	13	19	635°	?	360°	342°
38	10	16	645°	?	?	?

Il se dépose du composé Al_2Mg_3 et de l'eutectique précédent, ce que confirme des micrographies analogues à celle de la photo n° 8.

REMARQUE. — Il est à remarquer sur notre diagramme (fig. 17), que dans la zone de non-miscibilité, on n'observe pas le second arrêt de solidification qui correspond à la fin du dépôt de la solution riche en aluminium, ceci s'explique facilement du fait que la partie du diagramme en question représente des alliages dont la masse est surtout constituée par du cadmium, car il ne faut pas perdre de vue que notre diagramme a été établi en atomes, que celui de cadmium pèse 112,4 grammes et qu'il est cinq à six fois plus lourd que celui d'aluminium ou de magnésium. Si nous considérons, par exemple, l'alliage n° 38 : il est formé par 95 % de cadmium, en poids, il est donc naturel qu'en pratique, on n'observe qu'un seul phénomène thermique de solidification au lieu de deux, ceux-ci étant provoqués par 5 gr. d'alliage surmontant une masse de 95 gr. et de conductibilité moyenne.

Dans la partie miscible, la mesure des paliers a constitué un contrôle de la position de l'eutectique.

Plan MgCd-AlMg (?) :

Ainsi que nous l'avons vu dans l'étude des binaires (Cf., page 5), Broniewski a pensé que les alliages aluminium-magnésium formaient en plus de la combinaison définie Al_2Mg_3 une autre de formule AlMg, il était donc intéressant de déterminer le plan MgCd-AlMg (?), celui-ci pouvant servir de critérium à l'existence de ce composé.

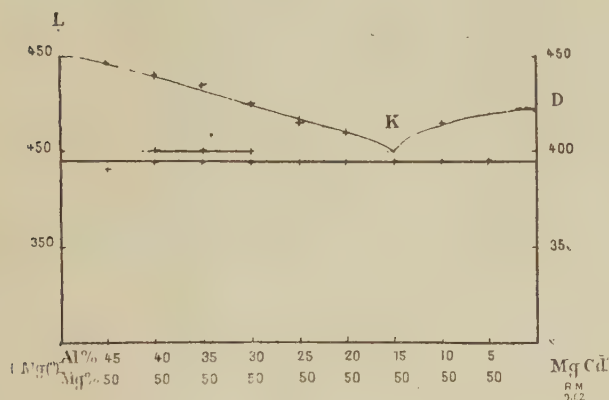


Fig. 18.

Les mesures que nous avons effectuées sont résumées dans le tableau V et la figure n° 18.

Tableau V

N° de la mesure	Al. %	Mg. %	Points d'arrêt			
			1 ^{er} point	2 ^e point	3 ^e point	4 ^e point (non-miscibilité)
39	45	50	448°	?	390°	—
40	40	50	440°	402°	395°	—
41	38	50	435°	400°	394°	—
42	30	50	425°	402°	395°	—
43	25	50	415°	?	395°	—
44	20	50	410°	?	395°	—
45	15	50	—	?	395°	—
46	10	50	415°	?	395°	—
47	5	50	?	?	396°	—

Contrairement au cas des plans précédents, nous n'avons pas reproduit de mesures de paliers, car lorsque les solidifications secondaire et ternaire se

font sensiblement à même température, les mesures sont rendues pratiquement impossibles.

La solidification se fait comme précédemment, suivant deux zones de concentration différentes :

a) La composition varie de L ($AlMg$) (?), à K (alliage n° 45).

Il se dépose une solution solide riche en Al_2Mg_3 , de l'eutectique binaire Al_2Mg_3 -MgCd et enfin, de l'eutectique ternaire. On observe l'existence de trois points de solidification pour les alliages 40, 41 et 42, et ces arrêts sont très nettement marqués sur nos courbes. Sur ce plan (50 % Mg, 50 % Al-Mg-Cd) pour la première fois, la solidification se termine à un eutectique ternaire qui fond à 395°. Il en résulte donc que le composé AlMg n'existe pas, car si AlMg était une combinaison définie, elle ne devrait donner avec MgCd, dont l'existence est maintenant établie, que deux arrêts de solidification le long du plan ainsi formé.

b) La concentration varie de K à D (MgCd).

MgCd se dépose ainsi que les eutectiques précédents, mais la courbe d'analyse thermique ne permet pas d'indiquer deux points de solidification secondaire et ternaire différents.

Des micrographies d'alliages pris entre L et K sont venues confirmer notre diagramme.

Nous avons reproduit l'une d'elles, photo 10, on y observe des masses blanches constituées par une solution solide riche en Al_2Mg_3 , celles-ci sont entourées d'eutectique secondaire très fin et l'ensemble est enrobé d'eutectique ternaire.

Si AlMg avait constitué un composé défini, nous aurions obtenu des micrographies analogues à celle de la photo 8 du plan Al_2Mg_3 -MgCd.

Plan (50 % Al, 50 % Mg)-Cd :

Nous avons établi ce plan pour compléter les conclusions apportées par le plan précédent au sujet d'AlMg (?), nos mesures sont résumées dans le tableau VI et sur le diagramme figure 19.

La solidification se fait différemment suivant trois zones :

a) La concentration varie de I (Cd) à N (alliage 53).

Il y a non-miscibilité : à la partie supérieure de

l'alliage, se dépose la solution riche en aluminium et à la partie inférieure, la solution riche en cadmium.

b) La concentration varie de N à O (Entre alliage 50 et 51).

Il se dépose la solution riche en aluminium, puis de l'eutectique secondaire solution aluminium-solution Al_2Mg_3 , puis enfin, de l'eutectique ternaire.

c) La concentration varie de O à L (50 % Al et 50 % Mg).

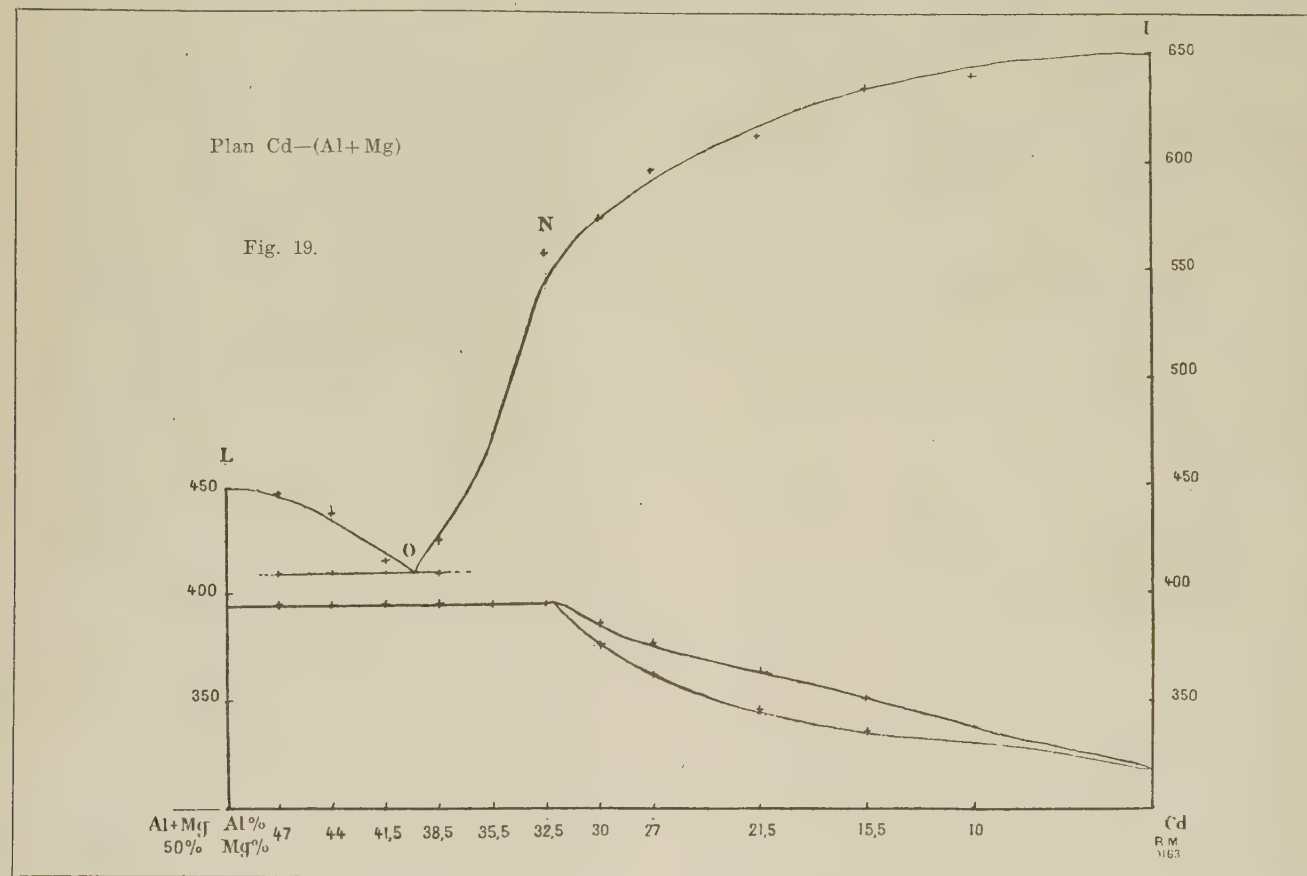


Tableau VI

N° de la mesure	Al. %	Mg. %	Points d'arrêt			
			1 ^{er} point	2 ^e point	3 ^e point	4 ^e point (non-miscibilité)
48	47	47	448°	?	393°	—
49	44	44	438°	412°	395°	—
50	41,5	41,5	415°	?	395°	—
51	38,5	38,5	426°	410°	395°	—
52	35,5	35,5	406°	?	395°	—
53	32,5	32,5	560°	?	394°	—
54	30	30	575°	?	385°	375°
55	27	27	598°	?	376°	362°
56	21,5	21,5	615°	?	365°	345°
57	15,5	15,5	635°	?	350°	335°
58	10	10	640°	?	?	?

Il se dépose une solution solide riche en Al_2Mg_3 et les eutectiques précédents.

Sur ce diagramme encore, nous retrouverons trois arrêts dans la solidification pour les alliages n° 49 et n° 51, c'est là une seconde preuve en faveur de l'inexistence du composé $AlMg$.

La micrographie d'un alliage de concentration comprise entre L et O donne la photo 11 qui montre bien la présence d'une solution solide entourée d'eutectique binaire et le tout entouré d'eutectique ternaire. Ces alliages sont très attaquables aux acides et très difficiles à polir.

Nous avons étudié le plan 20 Cd pour aider à

la construction de notre diagramme ternaire et compléter notre investigation des différentes nappes de dépôt, car ce plan coupe les cinq précédents et traverse les différentes nappes de notre surface.

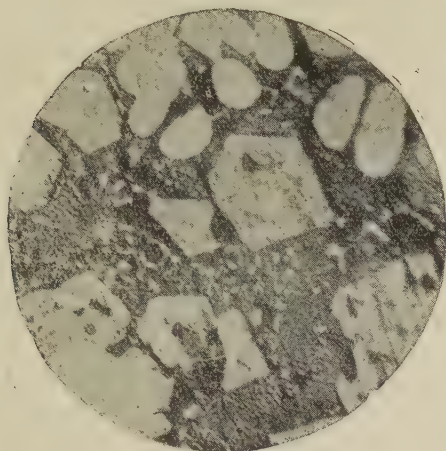


Photo 10. — Micrographie d'un alliage contenant 35 % d'aluminium, 50 % de magnésium, 15 % de cadmium, montrant une solution solide riche en Al, Mg, entourée d'eutectiques secondaire et ternaire. G=125.

Nos mesures sont résumées dans le tableau VII et la figure 20.

Tableau VII

N° de la mesure	Al. %	Mg. %	Points d'arrêt			
			1 ^{er} point	2 ^e point	3 ^e point	4 ^e point (non-miscibilité)
59	70	70	490°	405°	394°	—
60	18	62	422°	400°	395°	—
61	30	50	412°	~	395°	—
62	35	45	410°	~	395°	—
63	41	39	402°	~	395°	—
24	50	30	520°	415°	395°	—
65	55	25	575°	400°	395°	—
66	57,5	22,5	585°	~	394°	—
67	60	20	598°	~	391°	380°
68	65	15	605°	~	375°	365°
69	70	10	625°	~	362°	345°
70	73	7	632°	~	350°	335°
71	75	5	637°	595°	335°	325°

La solidification se fait différemment suivant cinq zones :

a) La concentration varie de V (20° Cd et 80 % Al) à Q (alliage 65).

Il y a lacune de miscibilité avec dépôt des mêmes

constituants que dans les cas analogues précédents.

b) La concentration varie de Q à R (alliage 63). Il se dépose de la solution riche en aluminium,



Photo 11. — Micrographie d'un alliage contenant 44 % d'aluminium, 44 % de magnésium, 12 % de cadmium, montrant la solution solide riche en Al, Mg, entourée d'eutectiques secondaire et ternaire.

de l'eutectique secondaire solution d'aluminium-solution d'Al²Mg³, et de l'eutectique ternaire.

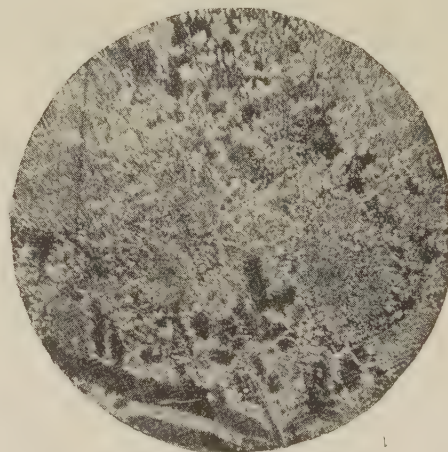


Photo 11 bis. — Alliage contenant 10 % d'aluminium, 70 % de magnésium, 20 % de cadmium, montrant la solution solide riche en magnésium et les eutectiques. G=75.

c) La concentration varie de R à S (entre alliages 60 et 61).

Il se dépose Al² Mg³ puis soit de l'eutectique

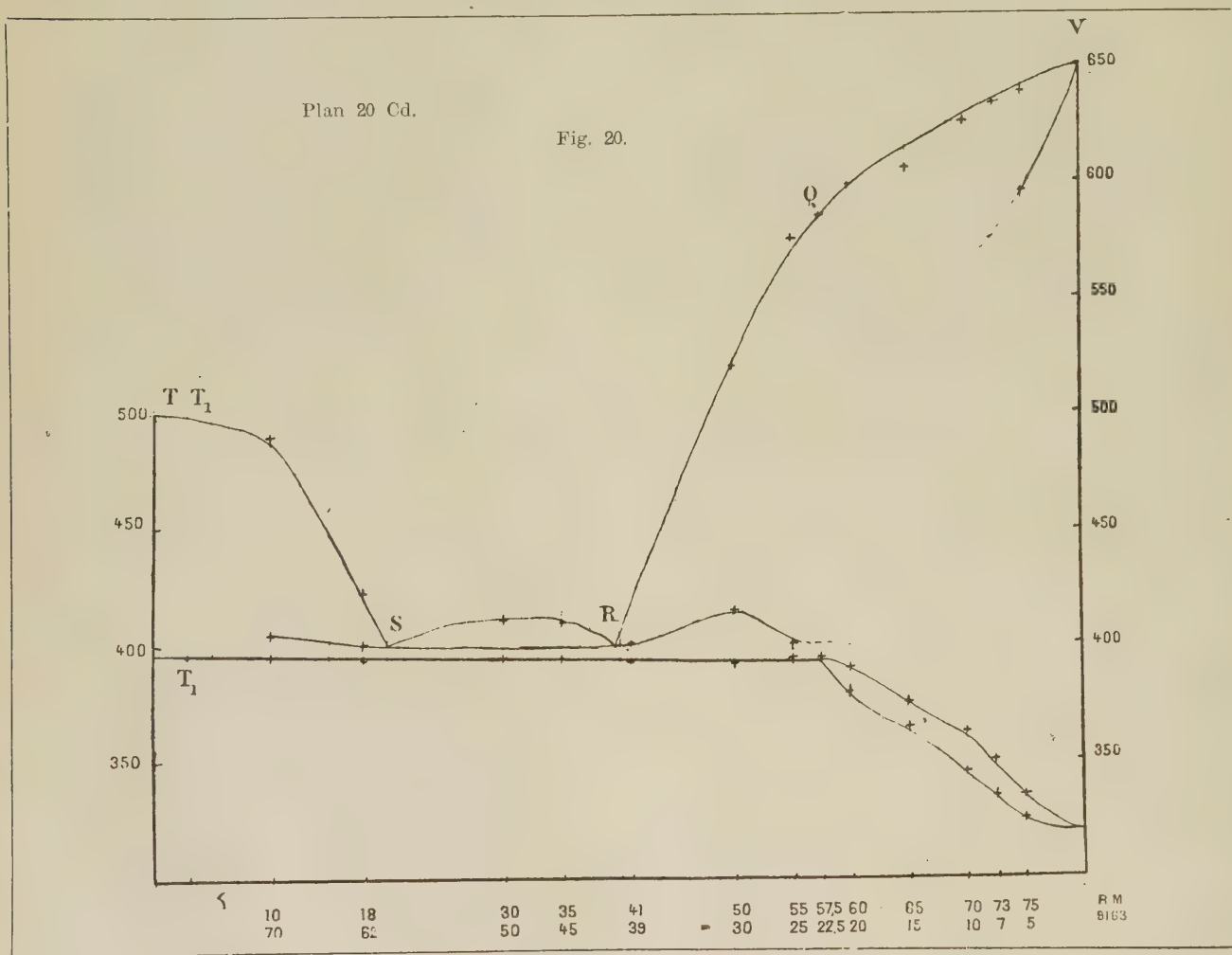
secondaire solution d'aluminium-solution d' Al^2Mg^3 , soit de l'eutectique secondaire solution d' Al_2Mg_3 -solution Mg, et enfin de l'eutectique ternaire.

d) La concentration varie de S à T 19 0/0 Cd, 80 0/0 Mg).

Il se dépose une solution riche en Mg, de l'e-

une nouvelle nappe de solidification où se dépose une solution solide riche en magnésium.

Une micrographie prise sur cette nappe est reproduite, photo 11 bis: le constituant noir est formé par une solution riche en magnésium et se trouve entouré par différents eutectiques.



tectique secondaire précédent et de l'eutectique ternaire.

e) La concentration varie de T_1 à T (20 Cd et 80 Mg).

Il se dépose une solution solide riche en magnésium.

Ce plan, outre qu'il confirme la température de fusion de l'eutectique ternaire, nous fait entrevoir

Comme les deux plans précédents, celui-ci nous montre la faible différence de température entre les eutectiques secondaire et ternaire.

Construction du diagramme. — Les déterminations que nous venons de faire peuvent déjà permettre d'indiquer dans ses grandes lignes la solidification d'un alliage quelconque du système ternaire ; sur la figure 21, nous indiquons les points

Tableau VIII

Numéro de la mesure	en atomes		Observations microscopiques
	Al. %	Mg. %	
72	6	87	Homogène
73	8,5	81	Non homogène
74	10,5	77,5	Non homogène
75	11	75	Non homogène
76	3	77,5	Homogène
77	6	74,5	Non homogène
78	8,5	72	Non homogène
79	10	70	Non homogène
80	1,5	64,5	Non homogène
81	3	64	Non homogène
82	6	62,5	Non homogène
83	0,5	57,5	Homogène
84	2,5	56,5	Non homogène
85	2,5	97	Homogène
86	3,5	95	Homogène
87	7	92,5	Homogène
88	9,5	90	Non homogène
89	12	87,5	Non homogène
90	14,5	85	Non homogène

remarquables obtenus précédemment, ce qui nous permet de tracer les lignes de solidification secondaire *iroft*, *usjkt* et *ct*, qui se coupent en *t*, point de solidification ternaire (photo 14).

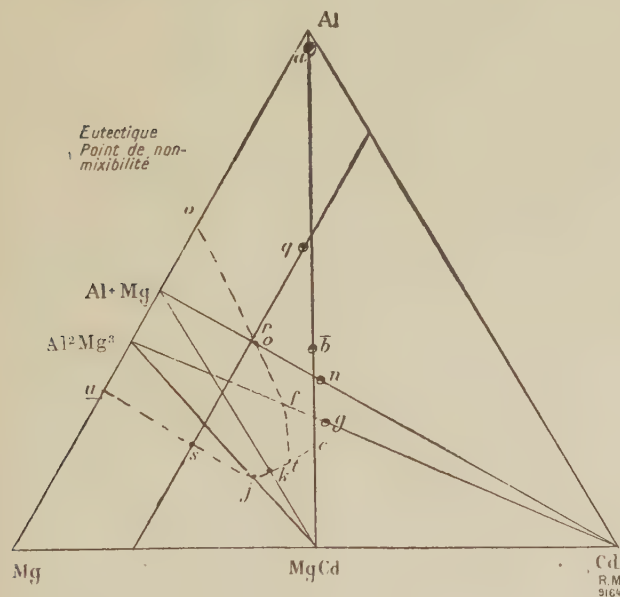


Fig. 21.

La ligne de non-miscibilité du diagramme passera par *a*, *q*, *n*, *g*. et le sommet Cd.

Pour compléter ces déterminations nous avons :

1° Examiné au microscope des alliages voisins du sommet Al et du sommet Mg dans le but de

délimiter les zones de dépôt des solutions solides homogène (Cf. tableau VIII et fig. 22.)

2° Autour de Mg Cd nous avons fait une série de déterminations dans le solidus au moyen du dilatomètre Chevenard, qui sont résumées par le tableau IX et la figure 22.

Nous avons fait des recherches du même genre le long du plan Al-MgCd que confirment bien les précédentes conclusions (voir page 13) et qui sont résumées dans le tableau IX bis.

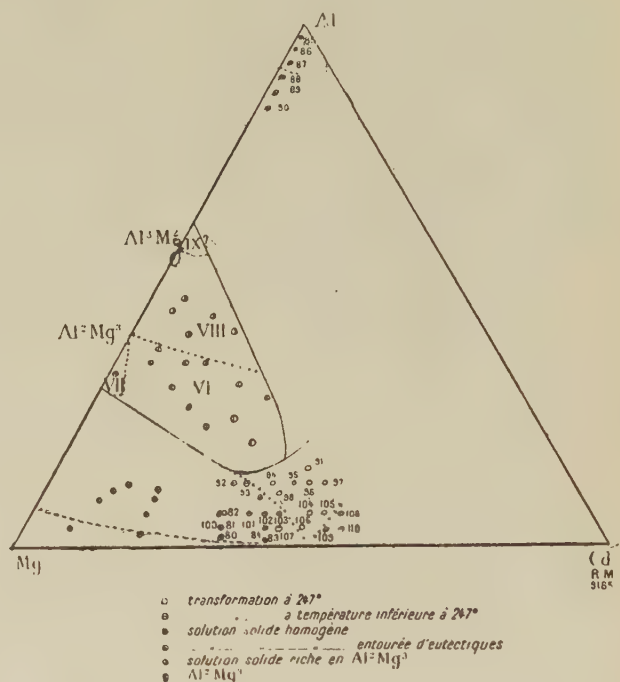


Fig. 22.

3° Nous avons examiné micrographiquement un certain nombre d'alliages pour préciser la courbe de non-miscibilité.

4° Dans la zone délimitée par les lignes de dépôt secondaire *us t* et *ur t*, nous avons complété une détermination micrographique précédente et observé deux sortes d'aspect :

Dans un cas des cristaux aux contours nets se déposant entourés d'eutectiques (Cf. photo 9).

Dans l'autre cas, il se dépose une solution solide riche en Al_2Mg_3 entourée d'eutectiques, ce qui nous a permis de délimiter trois régions principales dans cette zone que nous indiquons figure 22.

Remarques à propos du composé Al_3Mg_2 . — Nous avons jusqu'ici passé sous silence le composé Al_3Mg_2 indiqué par Hanson et Gayler.

Nous avons fait les expériences suivantes pour nous faire une opinion sur l'existence de ce composé.

1° La solidification sur l'alignement $\text{Cd-Al}_3\text{Mg}_2$ ou $\text{MgCd-Al}_3\text{Mg}_2$ se fait en trois temps, mais ce fait n'est pas un argument contre l'existence du composé défini Al_3Mg_2 , en effet on serait dans le cas que nous rencontrerons plus loin, page 27, figure 25, les droites $\text{Cd-Al}_3\text{Mg}_2$ et $\text{MgCd-Al}_3\text{Mg}_2$

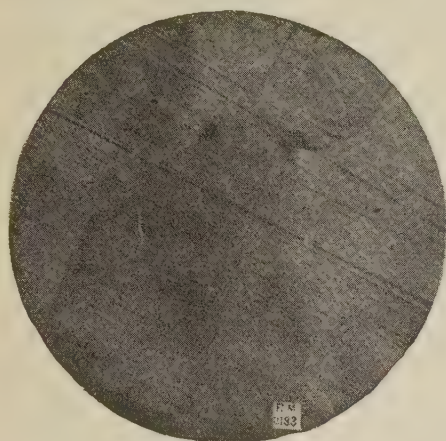


Photo 12. — Alliage contenant 60 % d'aluminium et 40 % de magnésium, montrant le composé Al_3Mg_2 . $G=150$.



Photo 13. — Alliage contenant 62 % d'aluminium, 38 % de magnésium, montrant Al_3Mg_2 entouré d'eutectique. $G=150$.

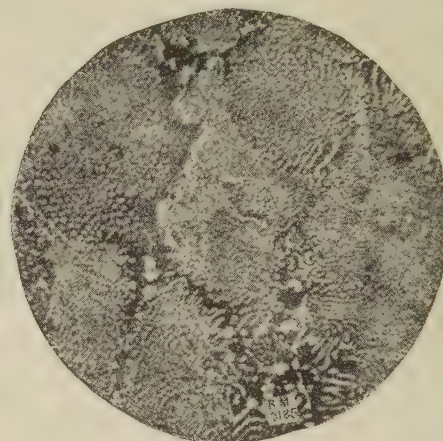


Photo 14. — Alliage contenant 45 % de magnésium, 17,5 % d'aluminium et 37,5 de cadmium, montrant l'eutectique ternaire t . $G=125$.

Tableau IX

Numéro de la mesure	en molécules		Température de transformation degrés
	Al. %	Mg %	
91	14	43	?
92	12	56,5	200
93	12	54	239
94	12	50	247
95	12	47	247
96	12	44	247
97	12	41,5	247
98	9,5	50	247
99	9	53,5	220
100	6	62	130
101	6	57	180
102	6	55	225
103	6	52,5	230
104	6	51,5	247
105	6	47	247
106	6	42	225
107	2,5	54	220
108	2,5	51	247
109	2,5	46	230
110	2,5	44	205
Tableau IX bis			
111	10	45	247
112	15	42,5	247
113	30	35	247
114	50	25	non-miscible

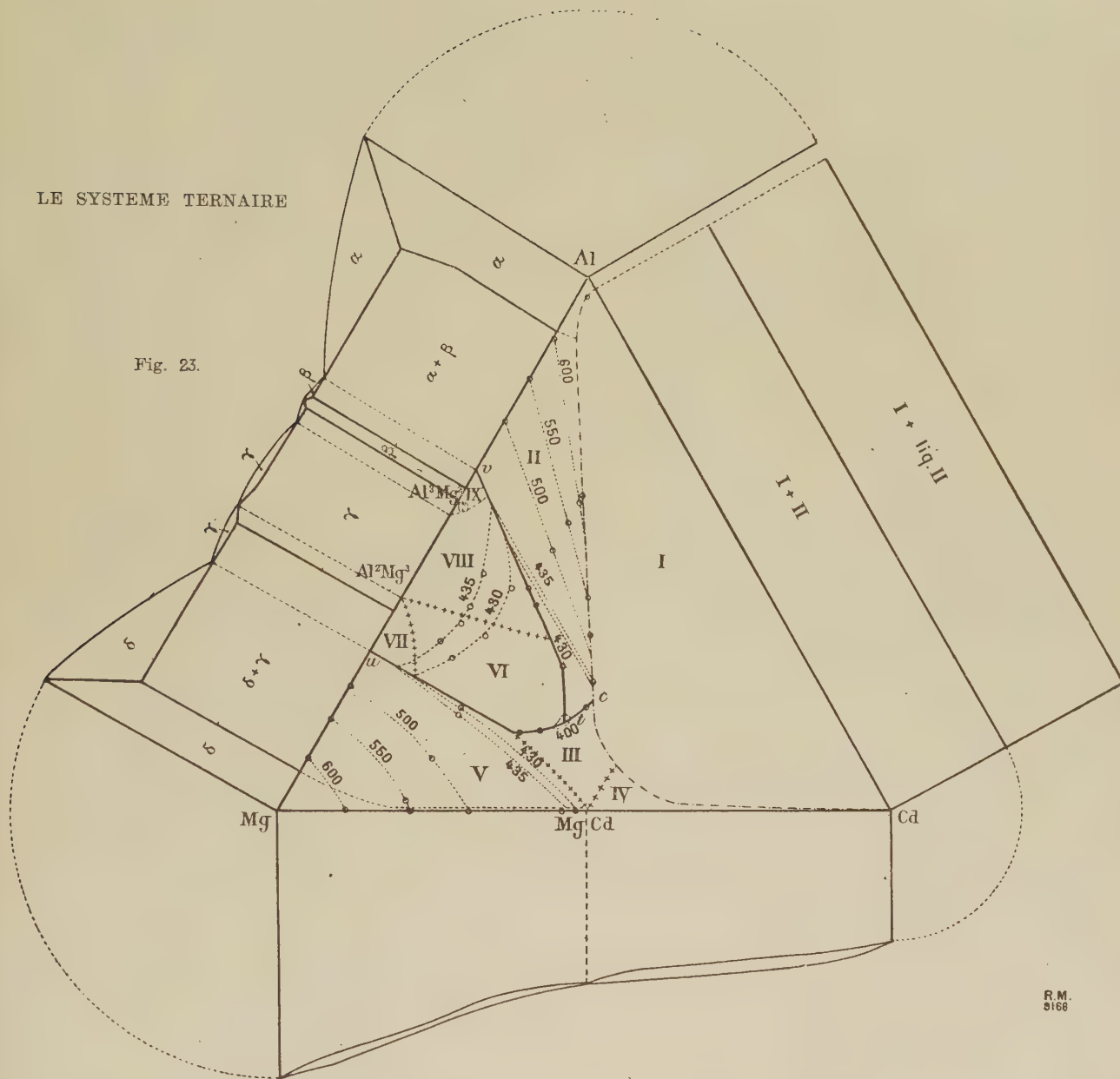
coupant la ligne de dépôt secondaire limitant la petite zone de dépôt d' Al_3Mg_2 (s'il existe).

2° Il ne nous a pas été possible dans le ternaire d'observer une zone de dépôt d' Al_3Mg_2 par la micrographie, alors nous avons voulu vérifier l'étude d'Hanson et Gayler et les photographies 12 et 13 confirment bien les faits signalés par ces auteurs. On peut en effet constater que si l'alliage correspondant à la composition Al_3Mg_2 est homogène et très difficilement attaqué aux acides, par contre les alliages immédiatement voisins font apparaître un composé défini entouré d'eutectique.

Il y aurait donc lieu de croire que ce composé défini existe et qu'il se dépose dans le ternaire sur une très petite nappe que nous indiquerons sur la figure 23 avec un point d'interrogation. Nous n'avons pu utiliser les déterminations de l'analyse thermique faites dans cette zone, par suite des trop faibles différences de température entre les dépôts primaire et secondaire.

LE SYSTEME TERNAIRE

Fig. 23.



R. M.
9168

CONSTITUTION DES ALLIAGES
SUR LES DIFFÉRENTES NAPPE DE LA SURFACE
DE SOLIDIFICATION

Sur le diagramme (fig. 23) (1) résumant l'ensemble de nos expériences, nous avons indiqué neuf nappes de solidification.

(1) Voir note C. R., t. 180, p. 61, 1925.

Nappe I. — Les lingots sont formés de deux parties ; la partie supérieure composée par une solution solide riche en aluminium, la partie inférieure riche en cadmium, les micrographies des alliages pris sur cette nappe sont analogues à celles indiquées plus haut (photos 4, 5 et 6).

Nappe II. — Sur une partie se dépose une solution riche en aluminium. Sur le reste de cette nappe,

la solution riche en aluminium se trouve entourée d'eutectiques secondaire et ternaire.

Nappe III. — Les déterminations faites dans le solidus ont permis de déterminer les contours de cette nappe où l'on retrouve le point de transformation de MgCd pur, ici, les alliages sont formés de MgCd entouré d'eutectiques secondaire et ternaire.

Nappe IV. — Sur cette nappe se dépose une solution solide riche en cadmium.

Nappe V. — Sur une partie de cette nappe se dépose une solution riche en magnésium et sur le reste la solution solide se trouve entourée d'eutectiques secondaire et ternaire.

Nappes VII et VIII. — Il se dépose une solution solide d' Al_2Mg_3 entourée d'eutectiques secondaire et ternaire (Cf photo 10).

Nappe IX (?). — Sur cette nappe, il se déposerait le composé Al_3Mg_2 entouré d'eutectiques secondaire et ternaire.

CHAPITRE V

ESSAIS MÉCANIQUES

Le diagramme ternaire aluminium-magnésium-cadmium, étant déterminé, nous avons entrepris quelques essais mécaniques sur ces alliages pour voir s'ils étaient susceptibles d'applications.

Nous avons commencé par les essais de dureté, avec la pensée de continuer par l'étude d'autres propriétés, si nos premières déterminations étaient intéressantes.

Le choix des alliages à essayer nous a été imposé par la nature même du diagramme de constitution.

Nous pouvions donc porter nos investigations dans cinq régions :

1° La zone de dépôt de la solution riche en aluminium ;

2° La zone de dépôt de la solution riche en magnésium ;

3° La zone de dépôt des composés définis Al_2Mg_3 et Al_3Mg_2 ;

4° La zone de dépôt de MgCd ;

5° La zone de dépôt de la solution riche en cadmium.

Mais nous n'avons pas fait cependant d'essais ni dans la troisième région, constituée par des alliages trop fragiles ni dans les deux dernières régions, celles-ci donnant des alliages trop lourds.

Tableau X. — Alliages riches en aluminium

Composition en molécules			Préparation et traitement	Dureté Brinell
Al. %	Mg. %	Cd. %		
99	1	—	Coulé en sable	32
97	3	—	Coulé en sable	37
			Trempé à 450°	39
			Trempé à 450° et revenu 10 j. à 15°	40
96	3	1	Coulé en sable	39
			Trempé à 450°	41
			Trempé à 450° et revenu 10 j. à 15°	42
95	5	—	Coulé en sable	47
			Trempé à 450°	49
			Trempé à 450° et revenu 10 j. à 15°	51
94	5	1	Coulé en sable	51
			Trempé à 450°	52
			Trempé à 450° et revenu 10 j. à 15°	52
93	7	—	Cf. Tableau suivant (II)	
92	7	1	Cf. Tableau suivant (II)	
91	9	—	Coulé en sable	65
95	3	2	Coulé en sable	40
			Trempé à 450°	41
93	5	2	Coulé en sable	51
			Trempé à 450° et revenu 10 j. à 15°	52

Nous avons déterminé la dureté de nos alliages à l'aide d'une bille Brinelle de 10 mm. de diamètre, soumise à l'aide d'un levier à une pression de 500 kgs.

Nous lisons à l'aide d'un microscope muni d'un micromètre, le diamètre de l'empreinte et nous avons

Tableau XI. — Essais de dureté de l'alliage 93 % Al. 7 % Mg. avec ou sans 1 % de Cd.

Sans Cd.		Avec Cd.	
Traitement	Dureté	Traitement	Dureté
Trempé à 400°	57	idem.	58
Revenu à 150° après 10 j.	60	—	62
Trempé à 425°	58	—	60
Revenu à 150° après 10 j.	63	—	63
Trempé à 450°	57	—	59
Revenu à 150° après 10 j.	61	—	62
Trempé à 475°	57	—	58
Revenu à 150° après 10 j.	57	—	58

obtenu le chiffre de Brinell en employant la formule :

$$H = \frac{P}{\frac{\pi D}{2} (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

P étant la pression en kgs à laquelle on soumet la bille, D, le diamètre de la bille et *d* le diamètre de l'empreinte.

On opérât sur des cylindres de 4 cm. de diamètre et de 3 cm. de hauteur.

Les essais effectués sur les alliages riches en aluminium ont été résumés sur le tableau X, nous pouvons en conclure que si des doses croissantes de magnésium améliorent la dureté de l'aluminium, le cadmium ne l'augmente à peine davantage. Un atome de cadmium substitué à un atome d'aluminium ne modifie que peu les résultats, dès lors, il n'y a aucun intérêt à faire cette modification ; les résultats sont les mêmes lorsqu'on substitue deux atomes au lieu d'un.

Ces mesures ayant été effectuées sur des alliages coulés nous les avons complétées par des essais sur alliages trempés à des températures différentes, mais

nous n'avons constaté une amélioration que de quelques unités.

Le tableau XI résume les résultats obtenus sur les alliages riches en magnésium. Nous voyons que le cadmium remplace le magnésium atome à atome sans changement appréciable.

L'ensemble de ces mesures ne conclut pas en faveur de l'addition de cadmium aux alliages aluminium-magnésium pour leur donner de la dureté, il est peu probable dans ces conditions qu'il améliore beaucoup les autres propriétés mécaniques, qui sont presque toujours en relation avec elle. D'ailleurs, quelques essais isolés nous ont permis de nous en convaincre, aussi avons-nous préféré arrêter là l'étude des propriétés mécaniques de ces alliages.

Tableau XII. — Alliages riches en magnésium

Composition en molécules			Préparation et traitement	Dureté Brinell
Al. %	Mg. %	Cd. %		
2	98	—	Coulé en sable	38
4	96	—	Coulé en sable	48
			Trempé à 425°	48
			Trempé à 450°	48
			Trempé à 425° revenu à 15°	48
			Trempé à 425° revenu à 100°	48
4	95	1	Coulé en sable	48
			Même traitement que l'alliage précédent	48
6	94	—	Coulé en sable	52
8	92	—	Coulé en sable	57
			Trempé à 450°	57
			Divers traitements	57
8	91	1	Coulé en sable	57
10	90	—	Coulé en sable	62
12	88	—	Coulé en sable	65
			Trempé à 400°	65
12	87	1	Coulé en sable	65
8	90	2	Coulé en sable ou traité	59
8	89	3	Coulé ou traité	61

DEUXIEME PARTIE

CHAPITRE PREMIER

ETUDE DU SYSTÈME CHLORURE DE MAGNÉSIUM-CHLORURE DE POTASSIUM-CHLORURE DE BARYUM

Nous avons entrepris l'étude de ce système dans le double but d'étudier un électrolyte lourd, pouvant servir à la préparation du magnésium et d'établir un diagramme de solidification assez complexe pouvant fournir un nouvel exemple de l'application de la théorie des systèmes ternaires.

Diagrammes binaires. — L'analyse thermique de ces trois sels pris deux à deux a déjà été faite par plusieurs auteurs.

La courbe de solidification commençante du système $\text{MgCl}_2\text{-KCl}$, déterminée par Menge (1), présente deux eutectiques respectivement à 470° et 425° , avec formation du composé $\text{MgCl}_2\text{-KCl}$. Le mélange $\text{BaCl}_2\text{-MgCl}_2$ fournit un diagramme (2) très simple, donnant un eutectique à 550° pour une proportion de 36 % molécules de MgCl_2 . Enfin, le mélange $\text{BaCl}_2\text{-KCl}$, donne lieu à la formation d'un composé $\text{BaCl}_2 \cdot 2 \text{KCl}$.

Avant de faire notre étude, nous avons vérifié au moins pour les points principaux de ces diagrammes les mesures effectuées par les différents auteurs. Nos expériences ont donné des résultats concordants avec les leurs, sauf pour le second eutectique du système $\text{MgCl}_2\text{-KCl}$ que nous avons trouvé à 440° au lieu de 425° (nous conserverons ce chiffre).

Marche des expériences. — Pour faire l'analyse thermique de ces mélanges nous avons employé les mêmes méthodes que dans l'étude précédente (Cf, page 7) ; toutefois, comme second point de repère sur nos papiers photographiques, nous avons employé le point de fusion du chlorure de sodium (800°), au lieu du point d'ébullition de la naphthaline.

Nous avons opéré sur une quantité de matière de 35 gr. environ contenue dans un creuset de porcelaine; celui-ci, malgré la température à laquelle nous portions le mélange salin, restait inattaqué. Tous nos sels avaient été fondus au préalable et conservés à l'abri de l'humidité de l'air.

Pour éviter le plus possible toute volatilisation ou toute oxydation du chlorure de magnésium, nous ne l'avons introduit chaque fois que lorsque le mélange des deux autres chlorures était complètement à l'état liquide.

Le système ternaire. — Comme précédemment, nous avons déterminé notre diagramme à l'aide de plans particuliers, en complétant quand cela a été nécessaire par la mesure de quelques points isolés convenablement choisis.

Comme plans, il était indiqué de déterminer les plans verticaux, joignant les corps purs deux à deux.

I. Plan ($2 \text{ KCl} \cdot \text{BaCl}_2$) — ($\text{MgCl}_2 \cdot \text{KCl}$) :

Nous avons effectué six mesures, résumées dans le tableau XIII et la figure 24. La solidification est

Tableau XIII

Numéro de la mesure	MgCl ₂ BaCl ₂ en Molécules		Points d'arrêt		
			1 ^{er} point	2 ^e point	3 ^e point
	%	%	degrés	degrés	
111	11	26	646	440	
112	16,5	22	—	445	
113	22,5	18,5	—	445	
114	33,5	10,5	—	440	
115	45	3	—	445	
116	48	1	465	440	

comme celle d'un mélange binaire simple, au moment du dépôt des deux corps, la solidification se fait à température constante.

(1) Menge. Zeit. anorg. Chim. 1911, p. 72.

(2) Sandomnini. Gazz. chim. ital. 1914, t. 44 (1) p. 297.

Ces résultats expérimentaux ont confirmé la théorie de ces plans.

Tous les systèmes liquides, dont le point figuratif se projette sur le plan $(\text{BaCl}_2, 2 \text{ KCl})$ — $(\text{MgCl}_2, \text{KCl})$ peuvent, en effet, toujours se ramener à un mélange de $\text{BaCl}_2, 2 \text{ KCl}$ et de $\text{MgCl}_2, \text{KCl}$. Ce qui entraîne comme conséquence que le système achèvera sa solidification au point de rencontre du plan et de la ligne eutectique binaire, sans qu'il soit nécessaire d'atteindre un eutectique ternaire. Tout se passe comme si on avait affaire à un système binaire.

les trois sels (BaCl_2) , $(\text{BaCl}_2, 2 \text{ KCl})$ et $(\text{MgCl}_2, \text{KCl})$.

Quant au point représentatif d'un mélange compris entre j et i , il sort du diagramme, dès que la

Tableau XIV

Numéro de la mesure	MgCl ₂ BaCl ₂ en Molécules		Points d'arrêt		
	%	%	1 ^{er} point degrés	2 ^e point degrés	3 ^e point degrés
117	9	81,5	—	—	432
118	15	69,5	870	—	430
119	26,5	46,5	810	—	430
120	32	35	720	—	435
121	34	28	650	440	430
122	40,5	17,5	460	440	430
123	43,5	12	445	—	430
124	45	8,5	440	—	435
125	46	7	—	—	435
126	48	2,5	460	440	430

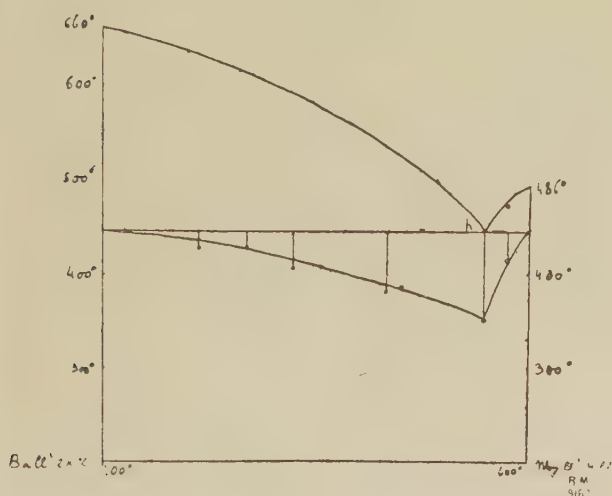


Fig. 24.

Nous avons surtout déterminé le diagramme à l'aide de la longueur des paliers, les points de solidification commençante étant, dans la plupart des cas, insuffisamment marqués sur nos courbes.

II. Plan $(\text{BaCl}_2) - (\text{MgCl}_2, \text{KCl})$. Un seul eutectique ternaire.

Nous l'avons déterminé à l'aide de dix mesures dont le tableau XIV et la figure 25 donnent le résumé.

Le point figuratif de la solidification d'un mélange compris entre BaCl_2 et j ou entre $\text{MgCl}_2, \text{KCl}$ et i reste dans le plan jusqu'aux points eutectiques secondaires j ou i , qui correspondent aux températures où se dépose $\text{BaCl}_2, 2 \text{ KCl}$, puis quitte le plan pour se diriger vers o_2 , point où se déposent

solidification commence, pour suivre un plan vertical, dont la trace passe par le point $\text{BaCl}_2, 2 \text{ KCl}$ et le point de solidification commençante du mélange considéré, puis rencontre la ligne eutectique

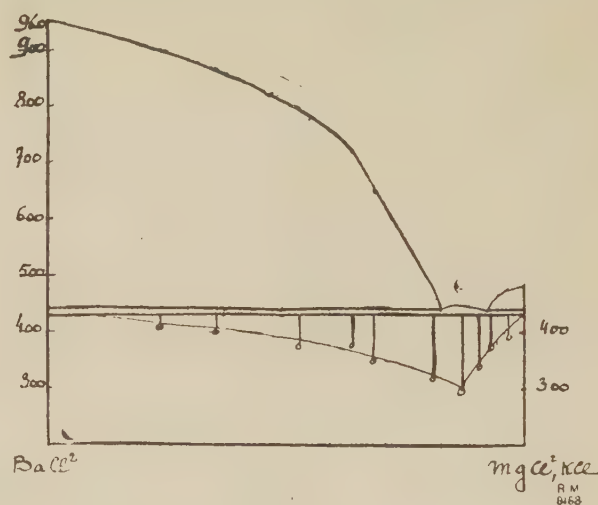


Fig. 25.

secondaire ba_2 ou ho_2 , et enfin se dirige vers o_2 comme précédemment.

Sur le diagramme figure 25, nous avons indiqué la longueur des paliers ternaires. Le palier maximum doit se trouver en projection sur la droite joignant o_2 au point $\text{BaCl}_2, 2 \text{ KCl}$ (Cf. fig. 27).

Tableau XV

Numéro de la mesure	MgCl ₂ BaCl ₂ en Molécules		Points d'arrêt		
	%	%	1 ^{er} point degrés	2 ^e point degrés	3 ^e point degrés
127	11,5	29,5	650	—	437
128	22,5	26	630	445	432
129	28,5	24	540	445	432
130	31,5	23	—	445	432
131	34	22	—	—	432
132	39	20,5	470	—	—
133	45	18,5	470	—	—
134	51,5	16,5	475	—	—
135	56,5	14,5	450	—	—
136	63	12,5	490	445	440
137	68	11	540	—	440
138	79	7	620	—	440

III. Plan (BaCl₂. 2 KCl) — (MgCl₂). Deux eutectiques ternaires :

Nous avons effectué douze mesures résumées dans le tableau XV et la figure 26. Le point figuratif de la solidification d'un mélange compris entre BaCl₂. 2 KCl et *k* ou entre MgCl₂ et *l*, reste dans le plan jusqu'aux points eutectiques secondaires *k* ou *l*, qui correspondent aux températures où se dépose BaCl₂, puis quitte le plan pour se diriger soit vers *o*₂, où se déposent les trois sels (BaCl₂), (BaCl₂. 2 KCl) et (MgCl₂. KCl), soit vers *o*₃, où se déposent les trois sels (BaCl₂), (MgCl₂) (MgCl₂. KCl).

Quant au point représentatif d'un mélange com-

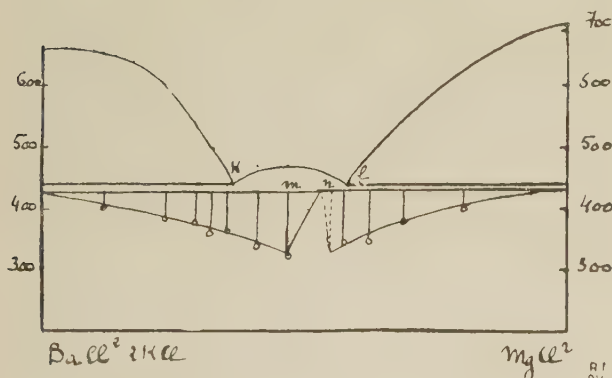


Fig. 26.

pris entre *k* et *l*, il sort du plan dès que la solidification commence, pour suivre un autre plan vertical dont la trace passe par le point BaCl₂, et le point de solidification commençante du mélange considéré, puis rencontre l'un des eutectiques secondaires *ba*₂, *o*₂*o*₃, et enfin se dirige vers *o*₂ ou *o*₃.

Sur le diagramme (fig. 26), nous nous sommes servis comme pour les autres de la grandeur des paliers ternaires qui sont maxima pour une composition telle que la trace du plan vertical passant par BaCl₂ et le point de solidification commençante du mélange considéré passe aussi par *o*₂ et *o*₃.

Le palier ternaire, au contraire, disparaît pour une composition telle qu'en projection, le point considéré, le point BaCl₂ et le maximum de la courbe *o*₂*o*₃ soient en ligne droite.

Nous avons obtenu ainsi une surface à cinq nappes, correspondant au dépôt de chacun des sels purs (fig. 27) (1), les courbes d'intersection suivant lesquelles se déposent les eutectiques binaires se coupent aux trois points triples *o*₁, *o*₂ et *o*₃, la mesure des paliers ternaires maxima permet une détermination des points *o*₂ et *o*₁, qui sont situés respectivement en projection sur les traces des plans (BaCl₂. *m*) (BaCl₂. *n*) et (BaCl₂. 2 KCl. *p*). Le point *o*₁ a été déterminé à l'aide de lignes de niveau.

CONCLUSIONS.

Première partie. — Mes études sur les alliages aluminium-magnésium-cadmium se résument en un diagramme triangulaire que nous avons déterminé en nous servant de plusieurs méthodes qui se sont complétées : l'analyse thermique nous a permis de déterminer le liquidus, et une partie du solidus, l'analyse thermique dilatométrique nous a donné une étude complète de certaines parties du solidus, enfin la métallographie nous a donné l'interprétation des résultats obtenus par les méthodes précédentes.

La surface de solidification a été construite à l'aide de plans particuliers allant d'un métal pur ou d'un composé défini à un autre ou supposé tel.

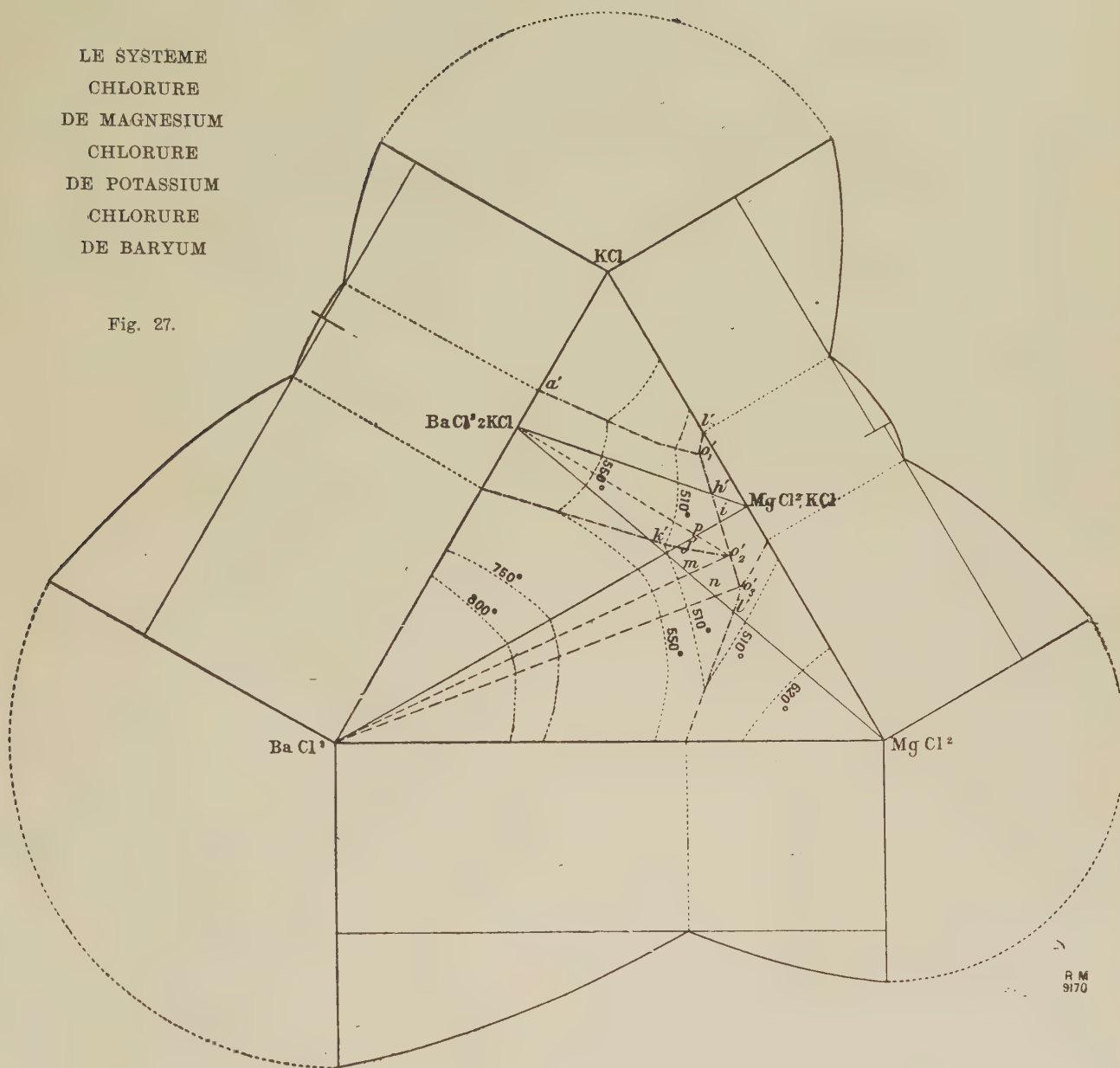
Nous avons ainsi déterminé :

1° Le plan Al-MgCd. Une partie de ce plan est constituée par des alliages non miscibles ; sur

(1) Par suite d'une erreur de dessin, nous prions nos lecteurs de ne plus se référer à la figure parue aux comptes rendus de l'Académie des Sciences, t. 175, p. 1061. 1922.

LE SYSTEME
CHLORURE
DE MAGNESIUM
CHLORURE
DE POTASSIUM
CHLORURE
DE BARYUM

Fig. 27.



R. M.
9170

le reste se dépose la combinaison MgCd , ou une solution solide riche en aluminium, entourées d'eutectiques secondaires. (Ce plan apporte une preuve de l'existence du composé MgCd , qui s'ajoute aux résultats que nous avons obtenus par différentes méthodes dans l'étude du binaire.)

2° Le plan $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{-MgCd}$. Le long de celui-

ci se dépose soit le composé Al_2Mg_3 , soit MgCd , entourées d'eutectiques secondaires. (La solidification se fait en deux temps, ce qui montre bien qu' Al_2Mg_3 est un composé défini.)

3° Le plan $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{-Cd}$. Des alliages non miscibles constituent une grande partie de ce plan : dans deux autres régions se déposent, soit la com-

binaison Al_2Mg_3 , soit une solution solide riche en aluminium, entourés d'eutectiques.

4° Le plan $(\text{Al} + \text{Mg}) - \text{MgCd}$. Le long de ce plan se dépose soit le composé MgCd , soit une solution riche en Al_2Mg_3 . Il montre de plus que $(\text{Al} + \text{Mg})$ n'est pas un composé défini.

5° Le plan $(\text{Al} + \text{Mg}) - \text{Cd}$. Une zone de non-miscibilité occupe une partie importante de ce plan, et sur le reste se déposent soit une solution riche en aluminium, soit une solution riche en Al_2Mg_3 .

L'ensemble de ces plans nous a permis de tracer trois lignes eutectiques secondaires aboutissant à un eutectique ternaire, fondant à 395° et ayant comme composition en atomes 45 % de magnésium, 17,5 % d'aluminium et 37,5 % de cadmium.

Ces lignes eutectiques et celles de non-miscibilité délimitent neuf nappes de dépôt, présentant les caractères suivants :

La nappe I est constituée par des alliages non miscibles.

Sur la nappe II, se dépose une solution solide riche en aluminium.

Sur la nappe III, se dépose le composé MgCd .

Sur la nappe IV, se dépose une solution riche en cadmium.

Sur la nappe V, se dépose une solution riche en magnésium.

Sur la nappe VI, se dépose le composé Al_2Mg_3 .

Sur les nappes VII et VIII, se déposent des solutions riches en Al_2Mg_3 .

Sur la nappe IX, se dépose le composé Al_3Mg_2 , mais nous n'avons pu la délimiter exactement.

Ce diagramme présente deux zones de solutions solides, homogènes, dans lesquelles il était intéressant de faire des essais mécaniques, et en particulier des essais de dureté par la méthode Brinell. Nous avons fait varier les conditions de trempe et de recuit, et constaté :

1° Que dans les alliages riches en aluminium, on peut remplacer un ou deux atomes de magnésium par la même quantité de cadmium sans modifier sensiblement les propriétés mécaniques.

2° Que dans les alliages riches en magnésium on

peut remplacer un ou deux atomes d'aluminium par un ou deux de cadmium sans changer les résultats.

Deuxième partie. — Dans l'étude du mélange chlorure de magnésium, chlorure de potassium-chlorure de baryum, nous avons obtenu un cas théorique intéressant de système ternaire, montrant tout l'intérêt qu'il y a à déterminer les plans particuliers joignant les corps purs ou composés définis deux à deux, pour construire le diagramme de solidification.

En effet, la considération des paliers de solidification ternaire nous a permis de déterminer géométriquement la position des eutectiques o_2 et o_3 (Cf., fig. 27). L'eutectique o_2 doit être en projection sur la droite joignant BaCl_2 2 KCl , au point p de palier maximum du plan BaCl_2 -(MgCl_2 . KCl), et sur celle qui joint BaCl_2 au point m de palier maximum du plan $(\text{BaCl}_2$, 2 KCl_2) — (MgCl_2) o_2 est donc à l'intersection de ces deux droites. Quant à l'eutectique o_3 il doit être sur la ligne qui joint en projection BaCl_2 au palier maximum m du plan BaCl_2 2 KCl .- MgCl_2 .

Nous avons rencontré trois cas différents de solidification :

1° Plan (2 KCl - BaCl_2) — (MgCl_2 . KCl) :

La solidification se fait de façon simple en deux temps et s'arrête au point d'eutectique secondaire. Il se dépose soit : (2 KCl . BaCl_2) soit : (MgCl_2 . KCl) :

2° Plan BaCl_2 — (MgCl_2 . KCl) :

La solidification se fait en trois temps et se termine par un point eutectique ternaire. Il se dépose soit BaCl_2 , soit 2 KCl . BaCl_2 , soit MgCl_2 KCl .

3° Plan (BaCl_2 . 2 KCl) — (MgCl_2) :

La solidification se fait en trois temps et se termine à l'un ou l'autre de deux eutectiques ternaires. Suivant la composition, il se dépose soit MgCl_2 , soit (BaCl_2 . 2 KCl), soit BaCl_2 .

Nous avons ainsi déterminé la surface de solidification qui se divise en cinq nappes qui correspondent au dépôt de chacun des sels et des composés définis.

DEUXIEME THESE

Propositions données par la Faculté :

PROPRIÉTÉS MAGNÉTIQUES DES ALLIAGES

Vu et approuvé :

Paris, le 18 Décembre 1925

LE DOYEN DE LA FACULTÉ DES SCIENCES,

M. MOLLIARD

Vu et permis d'imprimer :

LE RECTEUR DE L'ACADEMIE DE PARIS,

P. LAPIE

TABLE DES MATIERES

	Pages
Introduction	1
<i>Première partie.</i>	
Chapitre I. — Les systèmes binaires.....	2
Chapitre II. — Techniques expérimentales..	7
Chapitre III. — Recherches personnelles sur les alliages Mg-Cd.....	8
Chapitre IV. — Le système ternaire Al- Mg-Cd	11
Chapitre V. — Essais mécaniques.....	24
<i>Deuxième partie.</i>	
Chapitre I. — Etude du système chlorure de magnésium, chlorure de po- tassium, chlorure de ba- ryum	26
Conclusions	28

